



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(национальный исследовательский университет)»

На правах рукописи

ЗАЙНЕТДИНОВА ГУЛЬНАРА ТАХИРОВНА

**ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА, ТЕРМИЧЕСКОЙ И
ХИМИКОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ
ПСЕВДО β -ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

Научная специальность 2.6.1. Металловедение и термическая обработка
металлов и сплавов (технические науки)

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Скворцова Светлана Владимировна

Москва 2024 год

Содержание

	Стр
Введение	4
Глава I Состояние вопроса и постановка задач исследований	10
1.1 Материаловедческие и конструктивные аспекты изготовления современных подшипников	10
1.1.1 Условия и принципы работы подшипников	10
1.1.2 Материалы, применяемые для изготовления подшипников качения	21
1.1.3 Современные материалы для подшипников качения ...	26
1.2 Применение титановых сплавов для изделий, работающих в парах трения	31
1.2.1 Взаимосвязь структуры и свойств титановых сплавов	31
1.2.2 Характеристика высокопрочных титановых сплавов для изготовления изделий, работающих в паре трения	34
1.3 Технологии повышения прочности и износостойкости титановых сплавов	37
1.3.1 Технологии объемного упрочнения титановых сплавов	37
1.3.1.1 Упрочняющая термическая обработка	37
1.3.1.2 Термоводородная обработка	40
1.3.2 Технологии поверхностного упрочнения титановых сплавов	43
1.3.2.1 Технология закалки токами высокой частоты	43
1.3.2.2 Технология лазерного легирования	45
1.3.2.3 Технологии нанесения МДО покрытий	49
1.3.2.4 Технология вакуумной ионно- плазменной обработки	53
1.4 Заключение по литературному обзору и постановка задач исследований	57
Глава II Объекты и методы исследования	60
2.1 Объекты исследования	60
2.2 Методы исследования	61
Глава III Влияние химического состава на структуру и свойства псевдо β -титановых сплавов	68

3.1	Выбор системы легирования для создания сплавов на основе титана с повышенной твердостью	68
3.2	Влияния пластической деформации на формирование фазового состава и структуры псевдо β - титановых сплавов	76
3.3	Влияния температуры нагрева под закалку на формирование фазового состава и структуры опытных и промышленных титановых сплавов	78
	Выводы по главе III	87
Глава IV	Влияние режимов термической и вакуумной ионно-плазменной обработок на объемную и поверхностную структуру псевдо β -титановых сплавов	88
4.1	Влияния температуры нагрева и времени выдержки на изменение твердости псевдо β -титановых сплавов	88
4.2	Влияние параметров вакуумной ионно-плазменной обработки на формирование фазового состава и структуры поверхности псевдо β -титановых сплавов	110
4.2.1	Влияние температуры нагрева при вакуумном ионно-плазменном азотировании на структуру поверхности образцов из псевдо β -титановых сплавов	110
4.2.2	Влияние времени выдержки при вакуумном ионно-плазменном азотировании на структуру поверхности образцов из псевдо β -титановых сплавов	117
4.3.	Влияние вакуумного ионно-плазменного нанесения нитрида титана на структуру и свойства псевдо β -титановых сплавов	122
	Выводы по главе IV	129
Глава V	Влияние вакуумной ионно-плазменной обработки на триботехнические характеристики опытного и промышленных псевдо β -титановых сплавов для работы в условиях трения	131
	Выводы по главе V	147
	Выводы по работе	148
	Список литературы	152
	Приложение	168

Введение

Актуальность темы исследования:

Задача повышения качества и эффективности работы техники всегда остается актуальной. Создание долговечных, высокопроизводительных, экономичных машин и механизмов невозможно без обеспечения равномерного движения узлов с низкими значениями коэффициента трения между поверхностями. Для этих целей выбираются или создаются новые материалы, которые должны сочетать высокую твердость и износостойкость, а также коррозионную стойкость при работе в агрессивных средах. Повышение срока службы и надежности узлов трения представляет актуальную научную и практическую задачи.

Сплавы на основе титана в настоящее время не используются для изготовления деталей, работающих в условиях трения, т.к. они имеют низкую износостойкость. Однако, благодаря их высокой удельной прочности, твердости, высокой коррозионной стойкости и способности работать при повышенных температурах, их можно рассматривать как перспективные материалы для данной области применения.

Одним из наиболее известных способов повышения антифрикционных характеристик изделий является химико-термическая обработка, в том числе азотирование и нанесение покрытия из нитрида титана. В настоящее время существуют технологии объемного и поверхностного упрочнения титановых сплавов для повышения их износостойкости. Например, разработана технология вакуумного ионно-плазменного азотирования (ВИПА) компонентов медицинских изделий из титанового сплава ВТ6, которая обеспечила создание на их поверхности модифицированного слоя, что позволило полностью исключить их износ в паре трения со сверхвысокомолекулярным полиэтиленом.

Однако вопросы, связанные с возможностью применения вакуумной ионно-плазменной обработки (ВИПО) в технологической цепочке изготовления изделий, работающих в других условиях трения, например, в

подшипниках, не нашли отражения в проведенных до настоящего времени исследованиях.

Из российских титановых сплавов наиболее перспективными для изготовления высоконагруженных деталей, работающих в условиях трения, являются высокопрочные сплавы псевдо- β -класса типа VT22 или Ti-5553, так как они обладают рядом преимуществ: хорошей технологической пластичностью в закаленном состоянии, низким удельным весом и высокой твердостью в термически упрочненном состоянии. Одной из характерных их особенностей является возможность эффективного управления комплексом свойств посредством термической обработки. Общие закономерности изменения физико-механических и эксплуатационных свойств в зависимости от режимов термической обработки для данного класса сплавов хорошо известны. Однако далеко не всегда применение разработанных ранее режимов термической обработки обеспечивают прогнозируемый результат. Выбор определенных режимов термической обработки зависит не только от требуемого уровня физико-механических и эксплуатационных свойств конечной детали, но и от химического состава сплава и технологического маршрута изготовления полуфабриката.

Таким образом, исследование влияния термической и химико-термической обработок на объемную и поверхностную структуру псевдо β -титановых сплавов, их твердость и износостойкость, а также совершенствование технологий их обработки является актуальной научной и практической задачей.

Цель диссертационной работы состояла в установлении закономерностей влияния химического и фазового состава, поверхностной и объемной структуры на твердость псевдо β -титановых сплавов при термической и вакуумной ионно-плазменной обработках и разработке на этой основе технологических режимов их обработки, обеспечивающих высокий уровень триботехнических характеристик.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Обосновать выбор системы легирования для создания сплавов на основе титана с высокой твердостью.

2. Установить влияние температуры нагрева под закалку на формирование фазового состава, структуры и твердость промышленных и опытных псевдо β -титановых сплавов.

3. Установить влияние температуры старения и времени выдержки на формирование фазового состава, структуры и твердость промышленных и опытных псевдо β -титановых сплавов.

4. Установить влияние температуры нагрева и времени выдержки при вакуумной ионно-плазменной обработке на формирование фазового состава, объемной и поверхностной структуры в промышленных и опытных псевдо β -титановых сплавах и их влияние на свойства.

5. Определить влияние режимов вакуумной ионно-плазменной обработки на триботехнические характеристики промышленных и опытных псевдо β -титановых сплавов.

6. Разработать алгоритм выбора состава псевдо β -титановых сплавов и технологической схемы и режимов обработки полуфабрикатов и изделий для обеспечения высокой твердости и износостойкости.

Научная новизна

1. Обоснован выбор системы легирования для создания сплавов на основе титана с высокой твердостью. Показано, что для получения максимального упрочнения молибденовый эквивалент $[Mo]_{\text{экв}}$ псевдо β -сплавов должен находиться в пределах 12-14. Разработан новый псевдо β -титановый сплав: Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr, который по технологическим свойствам не отличается от промышленных титановых сплавов данного класса, а в термоупрочненном состоянии позволяет получить уровень твердости на 2 – 4 единицы HRC больше, чем у сплавов BT22 и Ti-5553.

2. Установлено, что для получения высокой твердости (49-53 ед. HRC) псевдо β -титановых сплавов закалку необходимо проводить с температуры на 30-50°C ниже температуры полиморфного превращения, что позволяет сохранить в структуре небольшое количество частиц первичной α -фазы и исключить рекристаллизацию β -фазы. Это обеспечивает сохранение в структуре повышенной плотности дислокаций, обеспечивающей более интенсивное протекание процессов распада метастабильной β -фазы при последующем старении.

3. Установлено, что при вакуумной ионно-плазменной обработке, сочетающей процессы азотирования и нанесения нитрида титана, на поверхности формируется плотное беспористое покрытие TiN толщиной около 2 мкм, переходящее в твердый раствор азота в α -титане глубиной до 100 мкм, содержащий частицы Ti_2N . Это позволило создать физико-химический контакт на границе раздела покрытие-твердый раствор и исключить скалывание покрытия при испытаниях на трение.

4. Установлено, что минимальный износ при испытаниях на трение с контртелом из стали ШХ15 или керамикой ZrO_2 имели образцы из псевдо β -титановых сплавов с нитридным покрытием, нанесенным на поверхность после азотирования, но при максимальном коэффициенте трения, обусловленном образованием на поверхности капельной фазы.

5. Доказано, что химический состав не оказывает существенного влияния на износостойкость псевдо β - титановых сплавов, подвергнутых упрочняющей термической и вакуумной ионно-плазменной обработкам и имеющих $[Mo]_{экв} = 12 \div 14$ при содержании алюминия 6,0-7,0 масс. %.

Теоретическая и практическая значимость работы

1. Доказано, что сочетание упрочняющей термической и вакуумной ионно-плазменной обработок, включающее закалку, старение, азотирование и нанесение покрытия из нитрида титана, позволяет создать в псевдо β -титановых сплавах объемную и поверхностную структуру, обеспечивающую

высокую твердость и износостойкость.

2. Разработан режим упрочняющей термической обработки для псевдо β -титановых сплавов с $[Mo]_{\text{экв}}=12-14$, включающий нагрев на $30-50^{\circ}\text{C}$ ниже температуры полиморфного превращения с последующей закалкой в воде и старение при температуре 475°C в течение 25 часов, что позволило получить объемную твердость 49-53 ед. HRC.

3. Разработан режим вакуумной ионно-плазменной обработки псевдо β -титановых сплавов с $[Mo]_{\text{экв}}=12-14$, включающий азотирование в среде 84%Ar и 16%N при температуре $560-580^{\circ}\text{C}$ в течение 40 минут с последующим нанесением нитридного покрытия при температуре 400°C в течение 30 минут, что позволило создать в поверхностных слоях структуру, состоящую из TiN, Ti_2N и твердого раствора внедрения азота в α -титане, которая позволила повысить твердость с 500 до $1200\text{HV}^{0,05}$ и в 10 раз снизить износ при испытании на трение в паре со стальным ШХ15 и керамическим ZrO_2 контртелами. Разработанные технологические рекомендации были использованы ООО «Дона-М» при разработке технологии обработки опытных образцов медицинского изделия «Комплекс универсальный для поддержки насосной функции левого и правого желудочков сердца – «СТРИМ КАРДИО»», что подтверждено соответствующим актом.

Методология и методы исследования:

Методологической основой исследования послужили работы ведущих российских и зарубежных ученых и государственные стандарты Российской Федерации.

Диссертационная работа выполнена с использованием современных методов исследования: металлографического и рентгеноструктурного анализов, измерения твердости и микротвердости, испытаний на трение.

Положения, выносимые на защиту

1. Обоснование выбора системы легирования для создания сплавов на основе титана с высокой твердостью.
2. Закономерности влияния температуры нагрева под закалку,

температуры и времени выдержки при старении на формирование фазового состава, структуры и твердость промышленных и опытных псевдо β -титановых сплавов.

3. Закономерности влияния режимов вакуумной ионно-плазменной обработки на формирование фазового состава, объемной и поверхностной структуры в промышленных и опытных псевдо β -титановых сплавах и их влияние на свойства.

4. Закономерности влияния структуры поверхности и ее твердости на триботехнические характеристики промышленных и опытных псевдо β -титановых сплавов.

Степень достоверности результатов:

Все результаты получены на поверенном и сертифицированном оборудовании с использованием лицензионного программного обеспечения. Исследования и испытания проводились в соответствии с требованиями научно-технической документации, действующей на территории Российской Федерации (ГОСТ), достоверность результатов подтверждается хорошим совпадением экспериментальных данных и теоретических расчетов, использованием методов математической статистики при обработке результатов.

Апробация результатов:

Результаты, полученные в ходе диссертационной работы, были доложены на 5-ти международных конференциях: I Международной научно-практической конференции «Материаловедение, машиностроение и энергетика: проблемы и перспективы развития», г. Севастополь, 2021; 20-я Международная конференция «Авиация и космонавтика», г. Москва, МАИ, 2021; 21-я Международная конференция «Авиация и космонавтика», г. Москва, МАИ, 2022; 22-я Международная конференция «Авиация и космонавтика», г. Москва, МАИ, 2023; Актуальные вопросы современного материаловедения: материалы XI международной молодежной научно-практической конференции, г. Уфа, 2024.

ГЛАВА I. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЙ

1.1 Материаловедческие и конструктивные аспекты изготовления современных подшипников

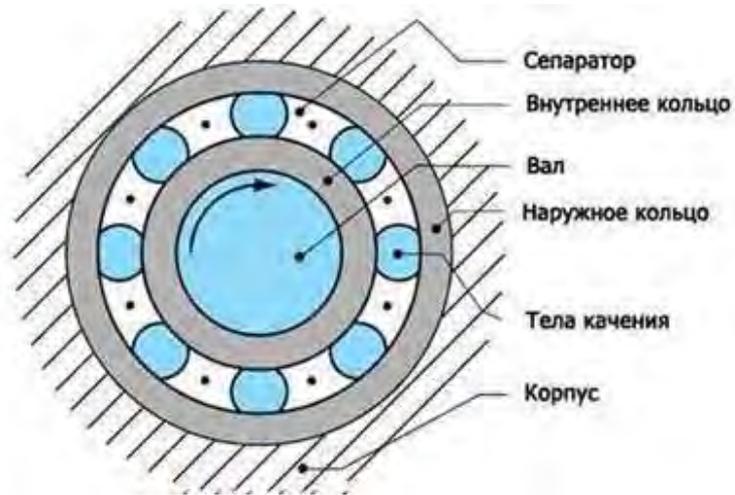
1.1.1 Условия и принципы работы подшипников

В машиностроении подшипники применяются в областях, где необходимо обеспечить равномерное движение вращательного характера и снижения уровня трения между поверхностями. Эти детали должны обладать повышенной точностью, низким коэффициентом трения, не подвергаться быстрому износу при высоких частотах вращения [1, 2]. Примерами являются: производство оборудования, автомобилестроение, авиастроение, приборостроение, литейная промышленность и металлургия. Основные параметры подшипников:

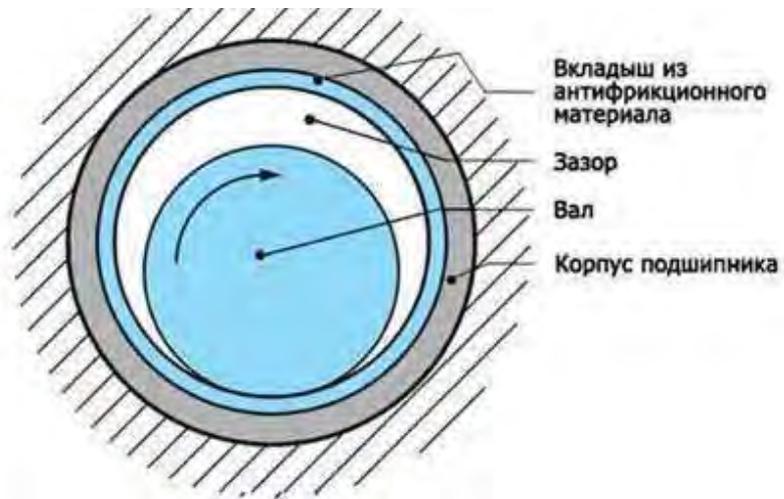
- Максимальные динамическая и статическая нагрузка.
- Максимальная скорость.
- Посадочные размеры.
- Класс точности подшипников.
- Требования к смазке.
- Ресурс подшипника до появления признаков усталости, в оборотах.
- Шум подшипника [3, 4].

По принципу работы все подшипники можно разделить на несколько типов: подшипники качения; подшипники скольжения; газостатические подшипники; газодинамические подшипники; гидростатические подшипники; гидродинамические подшипники; магнитные подшипники. В основном, в машиностроении применяются подшипники качения и скольжения (рисунок 1.1) [1, 5].

Для подшипников качения характерна простая конструкция: два кольца, между которыми находятся тела качения, которые удерживаются с помощью сепаратора. Для подшипников скольжения основой являются два



а)



б)

Рисунок 1.1 - Типы подшипников качения(а) и скольжения(б) [1, 5]

кольца, одно из которых движется в процессе работы механизмов, но вместо тел качения в таких устройствах используются разного рода смазочные материалы [6, 7].

В некоторых узлах машин в целях уменьшения габаритов, а также повышения точности и жёсткости применяют так называемые совмещённые опоры: дорожки качения при этом выполняют непосредственно на валу или на поверхности корпусной детали. Имеются подшипники качения, изготовленные без сепаратора. Такие подшипники имеют большое число тел качения и большую грузоподъёмность. Однако предельные частоты вращения бессепараторных подшипников значительно ниже вследствие повышенных моментов сопротивления вращению [8, 9].

Подшипники качения – это опоры вращающихся или качающихся деталей, использующие элементы качения (шарики или ролики) и работающие на основе трения качения [1, 2].

В подшипниках качения возникает преимущественно трение качения, поэтому по сравнению с подшипниками скольжения снижаются потери энергии на трение и уменьшается износ. Закрытые подшипники качения (имеющие защитные крышки) практически не требуют обслуживания (замены смазки), открытые - чувствительны к попаданию инородных тел, что может привести к быстрому разрушению подшипника [1, 5, 9].

Классификация подшипников качения [1, 10-14].

Подшипники качения классифицируются по следующим признакам:

а) по направлению нагрузки, для восприятия которой они предназначены:

- радиальные (рисунок 1.2) (несущие, в основном радиальную нагрузку, направленную перпендикулярно к геометрической оси подшипника);
- упорные (рисунок 1.2) (несущие осевую нагрузку направленную вдоль оси подшипника);
- радиально-упорные (рисунок 1.2) (воспринимающие одновременно усилия, направленные как в радиальном, так и в осевом направлениях);



Рисунок 1.2 –Классификация подшипников качения

- упорно-радиальные (воспринимающие в основном осевую нагрузку и значительно меньшую радиальную);

Шариковые радиальные однорядные подшипники (тип 0000) (рисунок 1.2 а). Обладают наибольшей быстроходностью. Предназначены, в основном, для восприятия радиальной нагрузки, но способны воспринимать и ограниченную осевую нагрузку, действующую в обе стороны (до 0,7 от неиспользованной радиальной нагрузки). Допускают перекосы колец до 10-15' за счет зазоров. Характеризуются сравнительно малыми радиальной и осевой жесткостью, не рекомендуются для применения в узлах, требующих точной фиксации валов. При проектировании новых машин в первую очередь следует ориентироваться на применение шариковых радиальных однорядных подшипников в связи с их относительно невысокой стоимостью, распространенностью, простотой монтажа и способностью воспринимать комбинированные нагрузки [1, 10-14].

Шариковые радиальные сферические подшипники (тип 1000) (рисунок 1.2). Имеют сферическую рабочую поверхность наружного кольца. Предназначены для восприятия радиальной нагрузки, но могут воспринимать и ограниченные осевые нагрузки любого направления (до 0,2 от неиспользованной радиальной нагрузки). Допускают значительные (до 2-3°) перекосы внутреннего кольца (вала) относительно наружного. Применяются в узлах с нежесткими валами и конструкциях, в которых не может быть обеспечена надлежащая соосность отверстий корпусов. При установке в одной опоре двух подшипников самоустанавливаемость их теряется [1, 10-14].

Роликовые радиальные подшипники с короткими цилиндрическими роликами (тип 2000). (тип 32000) (рисунок 1.2). Предназначены для восприятия только радиальной нагрузки. Отличаются повышенной (в 1,7 - 2,0 раза) радиальной нагрузочной способностью, но тяжелее и дороже аналогичных шариковых. Чувствительны к перекосам осей колец. При отсутствии соосности возникает концентрация напряжений у краев роликов, что резко снижает долговечность подшипника.

Существует восемь стандартных разновидностей роликовых подшипников с короткими цилиндрическими роликами в зависимости от наличия и расположения бортов на наружном и внутреннем кольцах, например, подшипники с дополнительным буртом на внутреннем (тип 42000) (рисунок 1.2) или наружном (тип 12000) кольце. Эти подшипники могут воспринимать кроме радиальной и ограниченную осевую нагрузку в одном направлении [1, 10-15].

Роликовые подшипники следует применять с более жесткими валами и в корпусах, посадочные поверхности которых имеют малые отклонения от соосности.

Роликовые двухрядные сферические радиальные подшипники (тип 3000) (рисунок 1.2). Имеют два ряда бочкообразных роликов. Характеризуются наибольшей нагрузочной способностью (в два раза больше, чем у аналогичных шариковых), а также способны работать при значительных углах перекоса (до 2-3°) и воспринимать действующую в обоих направлениях небольшую осевую нагрузку (до 0, 25 от неиспользованной радиальной). Значительно уступают по скоростным характеристикам сферическим шариковым и однорядным роликовым. Область применения - тяжело нагруженные многоопорные валы, а также двухопорные, подверженные значительным прогибам [1, 10-15].

Роликовые радиальные подшипники с игольчатými роликами (тип 4000) (рисунок 1.2). Предназначены для восприятия только радиальной нагрузки. осевую не воспринимают и осевое положение вала не фиксируют. Могут применяться без внутреннего кольца. Эти подшипники имеют наименьшие радиальные размеры, способны воспринимать большие радиальные нагрузки. но удовлетворительно работают лишь при невысоких скоростях. Подшипники с сепаратором работают при более высоких скоростях, но обладают меньшей грузоподъемностью. Применяются в узлах, требующих малых радиальных размеров, и в узлах с качательным

движением. Чувствительны к прогибам валов и несоосности посадочных мест [1, 10-15].

Шариковые радиально-упорные подшипники (тип 6000) (рисунок 1.2). Предназначены для восприятия радиальной и односторонней осевой нагрузок. По сравнению с чисто радиальными подшипниками обладают повышенной в 1,3 - 1,4 раза нагрузочной способностью и могут работать при повышенных оборотах. Допустимая осевая нагрузка для подшипника зависит от номинального угла контакта. В опорах, где преобладает радиальная нагрузка, применяют подшипники с небольшим углом контакта ($\alpha = 12^\circ$ тип 36000). В опорах с преобладающей осевой нагрузкой целесообразнее применять подшипники с повышенными углами контакта ($\alpha = 26^\circ$, тип 46000 и 36° , тип 66000). С увеличением повышается осевая жесткость и нагрузочная способность подшипников, но снижается быстроходность.

Радиально-упорные подшипники с коническими роликами (тип 7000) (рисунок 1.2) [1, 10-15]. Предназначены для восприятия радиальной и односторонней осевой нагрузок. По сравнению с радиально-упорными шариковыми подшипниками имеют большую нагрузочную способность (примерно в 1,5 раза), но меньшую быстроходность. Подшипники разъемные, что позволяет производить раздельный монтаж внутреннего (вместе с роликами и сепаратором) и наружного колец. Обладают способностью воспринимать небольшие ударные нагрузки. Наряду с основной конструкцией (тип 7000) выпускаются подшипники с большим углом конусности наружного кольца $\alpha = 20 - 30^\circ$ (27000).

С увеличением угла конусности возрастает осевая грузоподъемность, а радиальная уменьшается. Конструктивная разновидность подшипников: двух- и четырехрядные подшипники позволяет работать им в условиях повышенной грузоподъемности, такие подшипники способны воспринимать двухсторонние осевые нагрузки.

Конические роликовые подшипники обладают большой чувствительностью к несоосности и относительному перекосу колец, поэтому

они требуют жестких валов, точной расточки корпусов и тщательного монтажа.

Упорные шарикоподшипники (тип 8000) (рисунок 1.2) и роликоподшипники (тип 9000) [1, 10-14] предназначены для восприятия только осевой нагрузки. Применяются при средней и малой скоростях вращения во избежание заклинивания тел качения от действия центробежных сил.

Одно из колец ("тугое") устанавливается на валу с натягом, а другое - в корпус с зазором. Разновидностью упорного подшипника является двойной подшипник (тип 38000) (рисунок 1.2), предназначенный для восприятия осевых нагрузок в обоих направлениях. Этот подшипник имеет три кольца, среднее из которых устанавливается на вал с натягом.

Упорные подшипники чувствительны к перекосам и несоосности. Для уменьшения влияния перекосов под опорную поверхность свободного кольца рекомендуется подкладывать прокладки из материалов с низким модулем упругости. Этих недостатков лишены упорные роликоподшипники с бочкообразными роликами (рисунок 1.2), которые способны самоустанавливаться и воспринимать небольшую радиальную нагрузку. Они допускают более высокие скорости вращения.

б) по форме тел качения (рисунок 1.3) [1-4, 9-11]:

- шариковые - используются в качестве тел качения в шариковых подшипниках. Этот тип изделий наиболее распространён в современном производстве и технике. Самые простые конструкции - а именно шариковые однорядные подшипники, которые предназначены для эксплуатации в условиях радиальной нагрузки - меньше подходят для работы с осевыми нагрузками. Детали используются в велосипедах, самокатах, электроприборах, промышленном оборудовании. Шарикоподшипники должны быть идеально круглыми и гладкими. Благодаря этому, они имеют очень маленькое пятно контакта с поверхностью качения, а значит испытывают малое трение при вращении подшипника;



Рисунок 1.3 - Тела качения подшипников [9-11]

- роликовые - применяют в случае, если нагрузка на подшипники очень велика. Такие подшипники имеют гораздо большую грузоподъёмность, чем у шарикоподшипников. Именно роликовые подшипники различной конструкции выполняют самую тяжёлую работу. Они вращаются в колёсных парах локомотивов и железнодорожных вагонов, в ходовой части грузовиков, в строительной и карьерной технике, гигантских ядерных турбинах;

в) по числу рядов тел качения;

- однорядные;
- двухрядные;
- многорядные;
- г) по способности компенсировать перекосы вала:
- самоустанавливающиеся (сферические);
- несамоустанавливающиеся;

д) по соотношению габаритов размеров.

Подшипники качения (рисунок 1.4) состоят из внутреннего – 2 и наружного – 1 колец, одно из которых устанавливается чаще всего на вращающийся вал, а другое – в неподвижный корпус; тел качения (шариков и роликов) – 3 и сепаратора – 4, разделяющего и направляющего тела качения. Тела качения перемещаются по дорожкам качения, расположенным на цилиндрических или конических поверхностях колец [1, 6].

Область применения подшипников качения: колёса автомобилей, самолётов, кранов, тягачей, ведущие барабаны гусеничной техники, электродвигатели, насосы, коробки передач, шпиндели металлорежущих станков. Область применения подшипников скольжения: линейные и формовочные машины, пресловое оборудование, кузнечное оборудование, прокатные станы, тяжёлые редукторы, грузоподъёмные машины, буксы вагонов, тяжёлые станки, мощные электрические машины, текстильные машины, газовые двигатели, тихоходные и судовые двигатели, электрические машины средней и малой мощности, лёгкие и средние редукторы, центробежные насосы и компрессоры; паровые котлы, водяные турбины, газовые турбины, осевые вентиляторы, турбокомпрессоры [1-4].

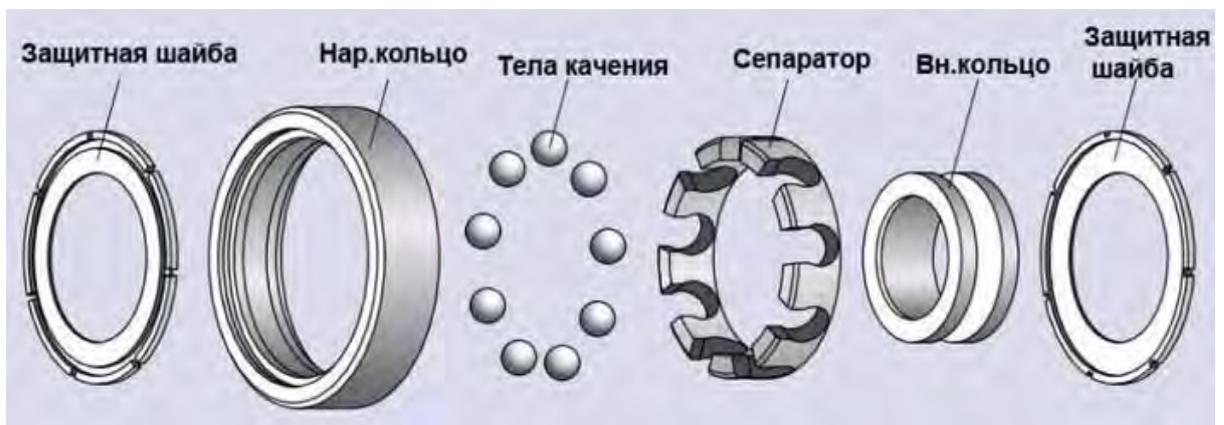


Рисунок 1.4 – Конструкция подшипника качения [1, 6]

Конструктивные особенности подшипников включают следующие категории:

- **Форма тел качения:** шарики или ролики.
- **Количество тел качения:** один ряд или несколько.
- **Воспринимаемые нагрузки:** упорные, радиальные, радиально-упорные.
- **Возможность самоустановки** или отсутствие этой функции.

Также необходимо учитывать **параметры подшипников**, например, размеры внутреннего, внешнего диаметра, ширины колец.

Для подшипников характерно условное обозначение, которое указывается на торце одного из колец подшипника, и номер завода-изготовителя. Условное обозначение подшипника состоит из цифр и характеризует внутренний диаметр подшипника, его серию, тип, конструктивную разновидность. Порядок отсчета цифр справа налево.

1.1.2 Материалы, применяемые для изготовления подшипников качения

Подшипники качения, используемые в различных отраслях промышленности, являются ответственными деталями, которые испытывают различного рода напряженное состояние при эксплуатации в условиях циклических нагрузок. Качество деталей подшипников качения определяется их конструкцией, технологией изготовления и свойствами используемого материала [1, 16]. Требования, которые предъявляются в авиационной и космической промышленности к качеству материалов для специальных подшипников качения, значительно превосходят требования, предъявляемые к материалам, применяемым в других областях машиностроения [1]. Основной эксплуатационной характеристикой, определяющей долговечность авиационных подшипников, является контактная выносливость – способность материала сопротивляться контактной усталости при эксплуатации в условиях циклических нагрузок. Данная характеристика является структурно-чувствительной и во многом зависит от степени

рафинированности (например, для сталей -это силикаты и оксиды), карбидной неоднородности и окончательно сформированной микроструктуры сплава [16].

Выбор материала зависит от назначения и условий эксплуатации подшипников, причем важно правильно подобрать материал как для колец, так и для тел качения.

Основными материалами при производстве подшипников являются (таблица 1.1) [17-20]: алюминиевые сплавы; цементуемые стали; хромистые стали; низкоуглеродистые стали; бронзы; латуни. Например, в сталях с индукционной закалкой внешней поверхности элементов подшипника внутренняя часть остается нетронутой с изначальными характеристиками, при повышенной твердости и улучшенной эксплуатационной характеристике [17].

У сепараторов, колец и тел качения разные задачи, поэтому и требования к ним предъявляют разные [18]. Так, сепараторы должны быть прочными, износоустойчивыми, хорошо выдерживать вибрационные и ударные нагрузки, иметь низкий коэффициент трения и высокую размерную стабильность. Для их изготовления чаще всего используют низкоуглеродистые или нержавеющей стали, латунь или полимерные материалы. Для изготовления металлических сепараторов тоже есть несколько вариантов [17-20]:

Для получения колец большей толщины или роликов большего диаметра используют сталь ШХ15СГ или ШХ20СГ. Отдельно следует выделить железнодорожные подшипники: они подвергаются индукционной закалке и для их изготовления используют сталь ШХ4 [21]. Для изготовления подшипников с повышенными требованиями к надежности и долговечности используют стали ШХ15-Ш или ШХ15-ШД, содержащие минимальное количество неметаллических включений.

Таблица 1.1 - Основные материалы для подшипников качения [17-22]

Наименование, марка	Основные свойства	Применение
Хромистая сталь ШХ15	Высокоуглеродистая, хромистая	Кольца и тела качения
Хромистая сталь ШХ15СТ	Повышенная прокаливаемость	Кольца и ролики
Хромистая сталь ШХ20СТ	-	Кольца
Хромистая сталь ШХ4	Индукционная закалка	Железнодорожные подшипники
Хромистая сталь ШХ15-Ш, ШХ15ШД	Уменьшенное содержание неметаллических включений	Подшипники повышенной долговечности и надежности
Цементуемая сталь 18ХГТ	Поверхностный сплав повышенной твердости и мягкая сердцевина после термической обработки	Кольца роликовых подшипников
Цементуемая сталь 20Х2Н4А	Поверхностный сплав повышенной твердости и мягкая сердцевина после термической обработки	Кольца и ролики крупногабаритных подшипников
Цементуемые стали 15Г1, 15Х, 08, 10	Позволяют проводить химико-термическую обработку деталей	Кольца
Низколегированная сталь 55ХФА	Закалка рабочих поверхностей токами сверхвысокой частоты	Кольца
Сталь 95Х18М-ШД	Коррозионная стойкость	Тела качения
Сталь 110Х18М-ШД	Коррозионная стойкость	Приборные подшипники
Сталь 08кп, 08пс, 10кп, 10пс	Нихкоуглеродистые	Сепараторы
Стали 12Х18Н9Т, 12Х18Н10Т, 8Х4В9Ф2	Коррозионная стойкость	Коррозионностойкие и теплостойкие подшипники
Латуни ЛС59-1, ЛС59-1Л	-	Массивные сепараторы
Бронзы БрАЖМЦ10-3-1,5, БрАЖН10-4,4	-	Массивные сепараторы
Алюминиевые сплавы Д1, Д6 и АК4	-	Массивные сепараторы
Текстолит и полиамид	-	Массивные сепараторы
Стали 15 и 20	-	Заклепки, распорки сепараторов
Нитрид кремния Si ₂ N ₄	Повышенная контактная долговечность	Шарики

Для подшипников, подвергающихся ударным нагрузкам, удобны низкоуглеродистые стали с поверхностной цементацией, имеющие вязкую сердцевину. К ним относятся, например, хромистая сталь 20X, хромомолибденовая 20XM и никельхромомолибденовые 20XH2M, 20X2H4A или 18X2H4MA [22]. Для подшипников, работающих при температуре эксплуатации от 150 до 500°С, важно сохранить свои свойства и размеры. Такими характеристиками обладают стали 8X4M4B2Ф1-Ш или 8X4B9Ф2-Ш с высоким содержанием кремния, вольфрама и молибдена [23-26].

Для подшипников, эксплуатирующихся в агрессивных средах, необходимо использовать коррозионностойкие сталь 95X18 с высоким содержанием хрома.

Для штампованных стальных сепараторов хороший выбор – малоуглеродистые холодно- или горячекатаные стали 08кп, 10кп или 10пс.

Для стальных сепараторов, способных противостоять агрессивным средам, используют нержавеющие стали 08X18H10 [27]. Для стальных сепараторов, получаемых способом механической обработки, применяют конструкционные стали, например, сталь 30.

Для латунных сепараторов, получаемых способом механической обработки, используют латунные сплавы ЛС59-1 или ЛС59-1Л [20, 29-31].

При подборе материалов для изготовления деталей подшипников существует много вариантов. Конечный выбор зависит от их назначения и условий эксплуатации.

Кольца и тела качения подшипников, работающие при температуре до 100°С, имеют твердость 58–65 НRC. Для работы в условиях высоких температур или агрессивных сред применяют специальные теплостойкие или коррозионностойкие стали 9X18, ЭИ347Ш с твердостью 63–67 НRC. При требовании обеспечить немагнитность подшипников используют бериллеву бронзу [18, 20].

Сепараторы большинства подшипников изготавливают из мягкой углеродистой стали методом штамповки. Для высокоскоростных

подшипников применяют массивные сепараторы из латуни, антифрикционных бронз, фторопласта, текстолита [18, 20, 31].

В условиях ударных нагрузок и при высоких требованиях к бесшумности подшипников качения тела качения изготавливают из пластмасс, при этом резко снижаются требования к твердости колец.

Алюминиевые сплавы обладают высоким сопротивлением усталости и могут работать при удельных нагрузках до 50 МПа. Склонны к наволакиванию на вал. Необходимы усиленная прокачка масла и применение валов повышенной твердости ($> \text{HRC } 50$) [20-21].

Алюминиевые сплавы с желаемыми подшипниковыми свойствами используются в самых разных областях применения. Подшипники со стальной опорой и из цельного алюминия используются в качестве шатунных и основных подшипников в двигателях внутреннего сгорания и промышленных компрессорах. Другие области применения алюминиевых подшипников — в тяжелой оснастке, такой как расточные станки, прессы, токарные станки, фрезерные станки и мельницы, а также втулки гидравлических насосов. В шасси самолетов, силовых экскаваторах и опорных катках используются подшипники из цельного алюминия, которые выдерживают высокие ударные нагрузки. Подшипники прокатного стана отлиты из алюминиевых сплавов для увеличения грузоподъемности и скорости. Все большее распространение получают подшипники с шариками из нитрида кремния Si_3N_4 . Этот материал обладает значительно более высокой, чем применяемые стали, теплопрочностью и контактной долговечностью. Плотность нитрида кремния составляет около $3,2/\text{см}^3$ (закаленной стали ШХ15 $7,8 \text{ г}/\text{см}^3$). Благодаря этому при высокой частоте вращения развиваются меньшие центробежные силы. Коэффициент трения пары нитрид кремния-сталь меньше, чем пары сталь-сталь. Поэтому тепловыделение при работе таких подшипников меньше, чем стальных. Подшипники с шариками из нитрида кремния находят применение в высокоскоростных узлах [18,20].

Штампованные сепараторы подшипников общего применения изготавливают главным образом из низкоуглеродистых сталей 08кп, 08пс, 10кп, 10пс, реже из латуней ЛС 63 и ЛС 59-1, а коррозионно-стойких и теплопрочных подшипников - из сталей 12Х18Н9, 12Х18Н9Т, 12Х18Н10Т. Массивные сепараторы получают из труб, прутков и штампованных заготовок. Наиболее употребляемыми материалами являются: латуни ЛС 59-1, ЛС 59-1Л, сталь 30, бронзы БрАЖМц 10-3-1-5 и БрАЖН 10-4-4, алюминиевые сплавы Д 1, Д 6, АК 4, текстолит [18, 20]. Значительное количество высокотехнологичных с хорошими звукопоглощающими свойствами сепараторов получают литьем из термопластов. Заклепки и распорки сепараторов изготавливают главным образом из сталей 15 и 20.

К подшипниковым материалам для колец и тел качения предъявляют жесткие требования по металлургической загрязненности, наличию дефектов, структурной неоднородности и др. Детали машин, несущие одновременно функции наружного или внутреннего колец подшипников, рекомендуется изготавливать из подшипниковых сталей [32].

1.1.3 Современные материалы подшипников качения

Анализ номенклатуры основных теплостойких сталей, применяемых для изготовления подшипников газотурбинных двигателей, показал, что в отечественной авиационной промышленности наиболее часто используется инструментальная сталь мартенситного класса марки ЭИ347 (8Х4В9Ф2), а ее зарубежный аналог – сталь марки М50, во Франции - сталь 80DCV40 [33, 34], в Германии – сталь 80MoCrV4216 [33, 34]. Сталь марки М50 зарекомендовала себя как материал с более высокой долговечностью по сравнению со сталью ЭИ347. Для производства конкурентоспособных теплостойких отечественных подшипников в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ создана новая теплостойкая подшипниковая сталь марки ВКС241 [19]. Составы указанных теплостойких подшипниковых сталей представлены в таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Химический состав современных теплостойких подшипниковых сталей [19, 33-38]

Сталь	Содержание элементов, % (по массе)												
	Cr	C	Mo	W	Ni	P	Cu	S	V	Nb	Ta	Mn	Si
					не более								
ЭИ347	4,0– 4,6	0,70– 0,80	≤0,8	8,5– 9,5	0,35	0,030	0,25	0,015	1,4– 1,7	–	–	≤0,25	≤0,25
ВКС241	4,5– 5,5	0,70– 0,85	3,0– 3,5	1,0– 1,5	0,15– 0,40				0,5– 1,0	0,1– 0,3	0,05– 0,15	0,10– 0,40	0,30– 0,50
M50	3,75– 4,25	0,77– 0,85	4,0– 4,5	–	0,10	0,015	–	0,015	0,9– 1,1	–	–	≤0,35	≤0,25
80MoCrV4216	3,75– 4,25	0,77– 0,85	4,0– 4,5	–	0,10	0,015	–	0,015	0,9– 1,1	–	–	≤0,35	≤0,25
80DCV40	3,75– 4,50	0,77– 0,85	3,75– 4,50	0,25	0,20	0,015	0,20	0,015	0,9– 1,2	–	–	0,10– 0,40	0,10– 0,40

Высокие значения теплостойкости представленных сталей (сохранение твердости ≥ 60 HRC после нагревов до 500°C) обеспечиваются благодаря включению в состав стали тугоплавких легирующих элементов, таких как W и Mo. Например, в стали M50 основным тугоплавким элементом является молибден, в стали ЭИ347 – вольфрам, а в стали ВКС241 присутствуют оба элемента. Благодаря высокому содержанию вольфрама (9 % (по массе)) сталь ЭИ347, в отличие от сталей M50 и ВКС241, обладает красностойкостью, однако наличие такого количества вольфрама в стали ЭИ347 способствует образованию в микроструктуре большой карбидной неоднородности. Вольфрам образует крупные скопления нерастворимых карбидов типа M_6C , которые сильно коагулируют при замедленном охлаждении и имеют существенную склонность к образованию угловатой формы, что снижает контактную выносливость и приводит к выкрашиванию рабочей поверхности подшипников в зоне контакта в процессе эксплуатации [18, 39]. Кроме того, крупные сегрегации нерастворимых карбидов при производстве полуфабрикатов из стали ЭИ347 значительно усложняют процессковки. Частичная замена вольфрама молибденом делает эту сталь более пластичной и технологичной по сравнению со сталью ЭИ347, однако, аналогично стали M50, не обладает красностойкостью.

Цементуемые теплостойкие подшипниковые стали применяются для крупногабаритных подшипников, работающих в условиях динамических и

ударных нагрузок при повышенных температурах, а также в случае применения посадок с большим натягом используются теплостойкие цементуемые стали, имеющие вязкую сердцевину и высокую твердость поверхности. Более того, применение низкоуглеродистых цементуемых сталей дает возможность использовать сварку для сложных деталей, которые могут содержать и подшипники, и шестерни, и детали крепежа, и т. п. [18]. Цементация подшипниковых сталей позволяет повысить износостойкость, предел выносливости, контактно-усталостную долговечность благодаря сжимающим напряжениям на поверхности изделий после термообработки, а также наличию в цементованном слое карбидной фазы, полученной при диффузионном насыщении, и спецкарбидов, образующихся при дисперсионном твердении. Пример зарубежной стали для крупногабаритных подшипников является цементуемая теплостойкая сталь M50NiL (США) с твердостью поверхности ≥ 60 HRC, твердостью сердцевины ≤ 45 HRC, которая работоспособна при температуре до 500°C [18, 37]. Отечественная авиационная промышленность испытывает потребность в разработке цементуемых подшипниковых сталей, аналогичных зарубежному аналогу – стали M50NiL [37].

Коррозионностойкие подшипниковые стали применяются для изготовления подшипников, работающих в агрессивных средах. Например, высокохромистые стали 95X18, 110X18M, Pyrowear 675 и т.д., которые сочетают высокую твердость с необходимым уровнем коррозионной стойкости. Химический состав наиболее применяемых коррозионностойких сталей для подшипников представлен в таблице 1.3 [40-43].

Таблица 1.3 – Химический состав коррозионностойких сталей для подшипников [40-43]

Сталь	Содержание элементов, % (по массе)								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Co
95X18	0,9–1,00	$\leq 0,80$	$\leq 0,70$	17,0–19,0	$\leq 0,30$	$\leq 0,250$	–	–	–
110X18M	1,1–1,20	0,53–0,93	0,50–1,00	16,5–18,0	$\leq 0,30$	$\leq 0,300$	0,50–0,80	–	–
440B	0,75–0,95	$\leq 1,00$	$\leq 1,00$	16,0–18,0	–	$\leq 0,025$	–	–	–
440C	0,95–1,20	$\leq 1,00$	$\leq 1,00$	16,0–18,0	–	$\leq 0,025$	$\leq 0,75$	–	–
CSS-42L	0,15	–	–	14,0	2,00	–	4,75	0,60	12,50
Pyrowear 675	0,07	–	–	13,0	2,50	–	–	0,60	5,50

В настоящее время в России коррозионностойкие подшипники изготавливают из сталей 95X18 и 110X18M. Сталь 95X18 после закалки и низкого отпуска обладает твердостью 58–60 HRC и удовлетворительной коррозионной стойкостью, однако при повышении температуры до 500°C происходит существенное снижение твердости и коррозионной стойкости из-за дестабилизации сформированной структуры. На основе стали 95X18 разработана сталь 110X18M, обладающая большей теплостойкостью до 400°C и высокой коррозионной стойкостью благодаря добавке молибдена [41]. Зарубежные аналоги коррозионностойких подшипниковых сталей являются 440В и 440С. Для более высоких температур (до 500°C) используют коррозионностойкую низкоуглеродистую сталь CSS-42L, упрочняемую цементацией или азотированием, и менее легированную коррозионностойкую сталь Purowear 675. Вследствие низкого содержания углерода и высокого содержания кобальта, интенсифицирующего процессы диффузии и дисперсионного твердения, при температуре 500 °С в этих сталях происходит активное поверхностное упрочнение, формирующее высокую теплостойкость. Основным направлением развития материалов нового поколения для коррозионностойких подшипников является разработка коррозионностойких подшипниковых сталей со сверхравновесным содержанием азота, превышающим предельную растворимость в нормальных условиях [44-49]. Азот, аналогично углероду, упрочняет сталь, однако не вызывает при этом сильного охрупчивания. В рамках реализации работ по импортозамещению в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработана новая сталь марки ВНС-78 со сверхравновесным содержанием азота [50-52]. Технология изготовления стали включает использование печи электрошлакового переплава под давлением – уникального оборудования, не имеющего аналогов в стране. Сверхравновесное содержание азота в стали марки ВНС-78 обеспечивает высокие прочностные характеристики, твердость ≥ 58 HRC, мелкозернистую структуру с равномерным распределением карбонитридов размером до 3 мкм

в отличие от традиционно применяемых подшипниковых сталей типа 95X18 с размером карбидов 20–25 мкм.

Гибридные подшипники с разнородными материалами тел и опор качения. Важным шагом в производстве подшипников качения является применение конструкционных керамик. Основные свойства керамического материала – высокие прочность, твердость, коррозионная стойкость и низкая плотность, что позволяет подшипникам работать при более высоких скоростях вращения и температурах при сниженной массе. В то же время ресурс может быть повышен благодаря тепловыделению, а также снижению напряжения материалов и износа подшипников. Даже относительно небольшое уменьшение массы тел качения и вращающейся обоймы при высоких угловых скоростях существенно снижает уровень центробежных нагрузок (вибрации), что в свою очередь позволяет снижать уровни преднатяга (сборочные допуски) и в результате получить значительное преимущество по массогабаритным характеристикам узла без снижения его надежности [53, 54]. Широкое применение при изготовлении прецизионных подшипников получили керамические материалы на основе нитрида кремния (Si_3N_4). В меньшей степени используются оксидные керамики (ZrO_2 , Al_2O_3). Нитрид кремния, применяемый для изготовления тел качения, обладает высокими усталостными свойствами, трещиностойкостью и низкой плотностью [54]. Кроме того, в работе [50] установлено, что при сухом трении величина износа тел качения из нитрида кремния меньше, чем у прочих материалов – подшипниковой стали, карбида кремния и оксида алюминия. Подшипники, тела качения и кольца которых изготовлены из керамики, имеют крайне малое сопротивление качения, низкую плотность, повышенные коррозионную стойкость и твердость, высокие рабочие температуры и низкий абразивный износ, однако такие подшипники имеют недостаточную ударную вязкость и высокий характер распространения трещин в материале.

В авиакосмической отрасли в специфических условиях эксплуатации, связанных с повышенными либо, наоборот, криогенными температурами, химически агрессивными средами, воздействием вакуума и излучений, высокими удельными нагрузками и скоростями (в подшипниках ГТД, турбонасосах криогенных ракетных топлив и т.д.), особые свойства могут быть реализованы, например, титановыми сплавами, которые обладают легкостью и прочностью, но низкой износостойкостью. Возможно, решение проблемы с износостойкостью титановых сплавов, позволило бы расширить их область применения в качестве подшипников [55, 56].

1.2 Применение титановых сплавов для изделий, работающих в парах трения

1.2.1 Взаимосвязь структуры и свойств титановых сплавов

Интерес к использованию титана в качестве конструкционного материала начал развиваться в 1950-х годах. Результатом проявленного интереса к данному элементу стали показатели высокой удельной прочности, значительной прочностью при повышенных температурах, превосходной коррозионной стойкости и вязкости разрушения по сравнению с традиционными и довольно популярными сплавами, такими как обычные и нержавеющей стали [57].

Также его преимуществом наряду с другими металлами является малая плотность, что играет большую роль в тех отраслях промышленности, где выигрыш в массе занимает доминирующую позицию. Титан имеет высокую температуру плавления, равную 1668°C , а температура кипения составляет 3169°C . Прочность чистого титана составляет $\sigma_{\text{в}} = 220-260$ МПа, пластичность $\delta = 50-70\%$.

Важное значение имеет также большая распространенность титана в природе. В земной коре содержится около 0,60% титана. Таким образом, среди конструкционных металлов титан по распространенности занимает четвертое место, уступая лишь алюминию, железу и магнию [58].

У титана две аллотропические модификации титана. Низкотемпературная α -модификация, существующая до $882,5^{\circ}\text{C}$, обладает гексагональной плотноупакованной решеткой (ГП). При температуре 25°C периоды решетки α -титана составляют: $a = 0,29503$ нм, $c = 0,46831$ нм, $c/a = 1,5873$; кратчайшие межатомные расстояния равны $0,2894$ и $0,2951$ нм соответственно. Высокотемпературная β -модификация, устойчивая от $882,5^{\circ}\text{C}$ до температуры плавления, имеет объемно центрированную кубическую решетку (ОЦК). Период решетки β -титана при комнатной температуре равен $0,3282$ нм. Плотность α -титана при комнатной температуре составляет $4,505$ г/см³. Есть небольшое уменьшение объема при переходе α -титана в β -титан [58, 59]. Скрытая теплота аллотропического превращения в титане близка к 4100 Дж/г·атом. Это значение в 5 раз превосходит теплоту полиморфного превращения $\alpha \leftrightarrow \gamma$ в железе. По удельной теплоемкости он также занимает промежуточное место между алюминием и железом. Теплопроводность титана в 13 раз меньше теплопроводности алюминия и в 4 раза – железа. Коэффициент термического расширения описанного металла при комнатной температуре относительно небольшой, однако с повышением температуры он возрастает. Модули упругости небольшие и демонстрируют существенную анизотропию [58].

Титан имеет довольно высокое удельное электросопротивление, которое в зависимости от содержания примесей колеблется от $42 \cdot 10^{-6}$ до $70 \cdot 10^{-6}$ Ом·см. Ещё одной особенностью является то, что при температурах ниже $0,45$ К титан становится сверхпроводником.

Недостатки исследуемого металла:

- а) высокая активность титана с различными элементами при высоких температурах;
- б) низкие антифрикционные свойства, вызванные налипанием титана на другие материалы;
- в) высокая подверженность титана водородной хрупкости и солевой коррозии;

г) сложности при обработке титана резанием. Это связано с низкой теплопроводностью, способствующей плохому отводу тепла и быстрому износу инструмента.

В следующем разделе будет представлен обзор классов титановых сплавов и их соответствующих свойств.

Классификация титановых сплавов по фазовому составу [58, 59]:

1. α -сплавы имеют структуру, состоящую только из α -фазы;

2. Псевдо- α -сплавы содержат небольшое количество β -фазы или интерметаллидов (не более 5%);

3. $(\alpha+\beta)$ -сплавы состоят из α - и β -фаз, возможно наличие небольшого количества интерметаллидов.

4. Псевдо- β -сплавы имеют структуру, представленную одной β -фазой после закалки или нормализации из β -области. В отожжённом состоянии структура состоит из α -фазы и большого количества β -фазы.

Их также можно разделить на две группы:

- сплавы, легированные β -стабилизаторами и нейтральными упрочнителями;

- сплавы, легированные алюминием, β -стабилизаторами, а иногда и нейтральными упрочнителями.

Вторая группа является наиболее перспективной ввиду высокой технологичности и пластичности за счет алюминия [60, 61]. Также наличие алюминия увеличивает эффект старения из-за растворного упрочнения выделяющейся при старении α -фазы, понижая при этом плотность сплава.

5. β -сплавы, структура которых представлена термодинамически стабильной β -фазой

6. Сплавы на основе интерметаллидов

В трудах С.Г. Глазунова и В.И. Моисеева описаны сплавы переходного класса, которые по структуре и протекающим в них превращениям занимают промежуточное положение между $(\alpha+\beta)$ - и псевдо β -сплавами [60]. Эти сплавы при закалке из β -области могут иметь структуру, состоящую только

из β -фазы, или структуру, включающую β -фазу и мартенсит, в зависимости от химического состава и термической обработки.

В отличие от отечественных работ в зарубежной литературе не вводится понятие о сплавах переходного класса и псевдо β -сплавы называют просто β -сплавами или иногда «почти» β -сплавами. Сплавы, соответствующие отечественным сплавам переходного класса, относят или к $(\alpha+\beta)$ -сплавам с большим количеством β -фазы, или β -сплавам со сравнительно метастабильной β -фазой.

Классификация по структуре в закаленном состоянии [58,59]:

1. Мартенситные сплавы, которые после закалки имеют структуру мартенсита α' (твердеющие при закалке) или α'' (мягкие после закалки).
2. Сплавы переходного класса, состоящие из мартенсита $\alpha'(\alpha'')$ и β -фазы после закалки.
3. β -сплавы, имеющие структуру β -фазы после закалки.

1.2.2 Характеристика высокопрочных титановых сплавов для изготовления изделий, работающих в паре трения

Титановые сплавы, близкие к β , которые могут быть закалены до комнатной температуры, но при этом полностью сохраняют микроструктуру β -фазы, являются кандидатами для использования во многих сложных конструкционных приложениях, где требуется малый вес и высокая прочность.

Сплав VT22 относится к системе высоколегированных и высокопрочных сплавов Ti-Al-V-Mo-Cr-Fe [58,59]. По содержанию β -стабильных элементов сплав VT22 близок ко второй критической концентрации. Структура и свойства сплава VT22 в значительной степени зависят от изменения химического состава в пределах, определенных техническими условиями. В зависимости от содержания легирующих элементов ткань, отвержденная из зоны β , может быть представлена β -фазой или β -фазой и мартенситной. Следовательно, по структуре в закаленном

состоянии это переходный сплав. Сплав обладает хорошей технической пластичностью после горячего прессования и изготавливается из прутков, профилей, труб,ковки, штамповки и пластин. Сплав подходит для сварки, аргонодуговой сварки, дуговой сварки под флюсом, рулонной сварки и точечной сварки. После сварки и отжига необходимо выполнить комбинированную сварку для улучшения сложных механических свойств.

Сплав VT22 используется после отжига и термического упрочнения. Структура отожженного сплава VT22 представлена примерно равными количествами α - и β -фаз, поэтому это самый прочный титановый сплав в отожженном состоянии. Его прочностные свойства в отожженном состоянии такие же, как у сплавов VT6, VT3-1 и VT14 после закалки и старения. Это открывает новые возможности для использования титановых сплавов в крупногабаритных изделиях, где закалка и термическая обработка затруднены. Поковки и штампованные детали весом в несколько тонн могут быть изготовлены из сплава VT22. Дополнительное упрочнение сплава VT22 может быть достигнуто закалкой при температуре 720...780°C и при 480...600°C - это 4-10 часов. Сплав прокаливается в деталях толщиной менее 200 мм. Сплав в основном используется в виде поковок и штампованных деталей. Целью является изготовление узлов и конструкций с высокими нагрузками, которые длительное время работают при температуре 350...400°C.

Титан Ti-5553 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr), также известный как Timetal, представляет собой псевдо β -титановый сплав, который был разработан из Ti-5,7Al-5,1V-4,8Mo-1Cr-1Fe [62,63]. Сплав Ti-5553 первоначально был внедрен в авиапромышленность в виде крупногабаритных поковок из-за более высокой прочности этого сплава по сравнению с VT22, а также приемлемой пластичности. Сочетание повышенной прочности, пластичности и ударной вязкости сделало этот сплав значительно более привлекательным для таких применений, какковка.

Сплав Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr (Ti-5553) (на основе запатентованного в России сплава BT22 Ti-5,7Al-5,1V-4,8Mo-1Cr-1Fe) представляет собой псевдо β -титановый сплав, разработанный для толстостенных авиакосмических деталей, благодаря его высокой прочности и способности к глубокой прокаливаемости.

Высокая прокаливаемость этого сплава позволяет подвергать термообработке и охлаждению на воздухе секции толщиной до 6 дюймов с незначительным снижением прочности по сравнению с Ti-10V-2Fe-3Al, который имеет предел толщины 3 дюйма и должен охлаждаться водой. Благодаря этой прокаливаемости и относительной простоте производства Ti5553 заменил Ti-10V-2Fe-3Al, использовавшийся в предыдущих конструкциях шасси. Как только материал подвергается обработке на твердый раствор выше его температуры бета-перехода, может быть получена ламеллярная или биламеллярная (вторичная α) микроструктура. Обработка раствора ниже его температуры β -перехода приведет к развитию бимодальной микроструктуры.

Сплав Ti-5553 используется для таких деталей, как крупные поковки шасси и высокопрочные крепежные элементы в новых поколениях коммерческих авиалайнеров. Медленная кинетика выделения α -фазы по сравнению с другими β -титановыми сплавами, такими как Ti-10-2-3, делает сплав Ti-5553 хорошим кандидатом на поковки толстого сечения для высокопрочных компонентов планера, таких как в качестве шасси или закрылков.

Уровень механических свойств Ti-5553, как ожидается, будет зависеть от объемной доли, размера, морфологии и распределения α преципитатов в β -матрице. Путем изменения параметров термообработки, таких как температура, время и скорость охлаждения, в этом сплаве могут быть достигнуты различные объемные доли и морфологии α -фазы, зародыши образовавшиеся в фазе β -матрицы. Распределение легирующих элементов, Al, V, Mo, Cr и Fe, также зависит от применяемой термической обработки.

Кроме того, в дополнение к этим первичным легирующим элементам существенную роль в развитии микроструктуры в этом сплаве могут также играть междуузлия, такие как кислород и водород. Места зарождения α -фазы в β -фазе этого сплава включают предшествующие β -фазы, границы зерен, границы β/ω , границы β/β' и другие дефекты, такие как дислокации и интерметаллические частицы в матрице.

К титановым сплавам VT22 и Ti-5553 применяются все виды термических обработок. Авторами работы [62, 63] показано, что температура старения изменяет морфологию и размер выделяющейся α -фазы. Время и температура старения имеют прямое влияние на объемную долю α -фазы, выделяемой из β -матрицы. При повышении температуры старения с 400° до 500°C объемная доля выделившейся α -фазы увеличилась в 6 раз с 5% до 30% [64].

1.3 Технологии повышения прочности и износостойкости титановых сплавов

1.3.1 Технологии объемного упрочнения титановых сплавов

1.3.1.1 Термическая обработка титановых сплавов

Термическая обработка - самый распространенный в современной технике способ изменения свойств металлов и сплавов и обязательная операция на стадии производственного процесса изготовления частей машин и механизмов [65, 66].

Основные виды термической обработки в полном объеме могут быть применены к такой широкой группе титановых сплавов, какой является группа $\alpha+\beta$ -сплавов. Существенно изменяющими физико-механические, технологические и эксплуатационные свойства этой группы сплавов принято считать отжиг, закалку и старение [66, 67]. В настоящее время для $\alpha+\beta$ -титановых сплавов наиболее широкое применение нашла упрочняющая термическая обработка, включающая закалку и последующее старение, в процессе которой происходит фиксирование в структуре сплава

метастабильных фаз с последующим их распадом, что дает возможность существенно повысить прочность сплавов при сохранении необходимого уровня пластичности [66-68]. Варьирование условий нагрева и охлаждения $\alpha+\beta$ -титановых сплавов приводит к качественному и количественному изменению фазового состава и к выделению продуктов превращений с различной морфологией и степенью дисперсности, что определяет в итоге уровень механических свойств сплавов.

Использование различных видов термической обработки возможно, как на окончательной стадии технологического процесса для обеспечения изделиям заданного уровня механических свойств, так и на промежуточных стадиях, например, при проведении пластической деформации, где основная роль термической обработки сводится к формированию требуемого фазового состава и морфологии структурных составляющих, обеспечивающих заданный комплекс свойств для проведения последующей обработки.

Авторами [68-70] установлено, что уровень механических свойств промышленных $\alpha+\beta$ -сплавов во многом определяется механизмом превращения высокотемпературной β -фазы в процессе охлаждения с различных температур. Распад β -фазы сопровождается не только выделением новых фаз с различными свойствами, но и возникновением микронапряжений, которые могут оказывать влияние на прочность и пластичность сплавов.

Термическую обработку, переводящую структуру закаленного сплава из метастабильного состояния в стабильное (равновесное) и обеспечивающую при этом выделение равновесных фаз требуемой морфологии, называют старением [66-68]. Для титановых сплавов распад β_m - и α'' -фаз приводит к упрочнению, а α' -фазы к разупрочнению [68]. Поэтому распад β_m - и α'' -фаз при старении используют на практике для повышения прочностных свойств титановых сплавов.

Для большинства промышленных титановых сплавов в результате завершения процессов старения формируется структура, содержащая α - и β -

фазы, близкие по составу к равновесным. Поскольку в равновесном состоянии прочность α -фазы ниже прочности β -фазы, то основной эффект упрочнения при старении обусловлен структурным упрочнением, величина которого может меняться в широких пределах, в зависимости от размера частиц, выделяющихся при распаде фаз.

Механизм распада метастабильных фаз, температурный интервал последовательность фазовых превращений в титановых сплавах имеют большое значение при формировании конечных свойств при старении. На сегодняшний день различными авторами предложено несколько схем, описывающих этот процесс.

Наряду с механизмом распада мартенситных фаз в титановых сплавах представляет интерес распад β_m -фазы, имеющей место практически во всех промышленных $(\alpha+\beta)$ -сплавах после высокотемпературной обработки.

Продолжительность старения обычно выбирают большей, чем время необходимое для достижения максимальной прочности. Это обусловлено тем, что при максимальной прочности невысока вязкость разрушения и слишком низкие пластические свойства, чтобы обеспечить надежную безаварийную эксплуатацию изделий и конструкций. Таким образом, титановые сплавы применяют в состоянии небольшого перестаривания [68].

Проведенный анализ литературных данных показывает, что существует достаточно много экспериментальных данных, связанных с распадом метастабильных фаз и мартенсита при старении как модельных сплавов титана, так и промышленных $(\alpha+\beta)$ -сплавов, но в то же время ряд вопросов требует более детального рассмотрения. Это относится к влиянию системы, степени легирования и тонкого строения β -фазы, полученной закалкой с различных температур $(\alpha+\beta)$ -области, на механизм распада, а также время начала и завершения распада метастабильной β -фазы и последовательности превращений при различных температурах старения. Стоит также отметить, что до настоящего времени в литературе не встречается данных о процессах, происходящих при старении промышленных сплавов с измененным

химическим составом и сплавов, сравнительно недавно начавших применяться в отечественной авиакосмической промышленности.

1.3.1.2 Термоводородная обработка титановых сплавов

Термоводородная обработка (ТВО) представляет собой сочетание обратимого легирования водородом с термическим воздействием на наводороженный материал [71]. Технологическая схема ТВО включает в себя три основных элемента: 1) насыщение водородом; 2) термическое воздействие на материал, легированный водородом; 3) обезводороживание в вакууме [71 -75]. Возможность управления в широких пределах структурой титановых сплавов реализуется на каждом из трех этапов и основана на управлении механизмом и кинетикой фазовых превращений путем рационального подбора концентрации водорода, температурно-скоростных условий термического воздействия и кинетики наводороживания и дегазации [75, 77- 79].

В сплавах на основе титана для насыщения водородом наиболее широко применяется наводороживающий отжиг (НО) в водородной среде, а для дегазации — вакуумный отжиг (ВО) [75-77]. В основе ТВО лежат следующие эффекты, связанные с влиянием водорода на характер фазовых равновесий, механизм и кинетику фазовых превращений в сплавах на основе титана [74, 76].

1. Водород, являясь β -стабилизатором, интенсивно снижает температуру A_{c3}^H , что приводит к увеличению количества β -фазы в отожженных и закаленных сплавах, а также позволяет избежать существенного роста размера зерна при нагреве до температур β -области и уменьшения плотности дислокаций, накопленных в результате фазовых превращений.

2. Водород повышает стабильность β -фазы и снижает критические скорости охлаждения $v_{кр1}^0$ и $v_{кр2}^0$ и характеристические температуры мартенситного превращения M_H , M_K , A_H , A_K . Это увеличивает

прокаливаемость сплавов, а также позволяет получить при "мягких" температурно-скоростных условиях охлаждения большое количество стабилизированных водородом метастабильных фаз.

3. Водород неравномерно распределяется между α - и β -фазами сплавов и вызывает перераспределение между ними основных легирующих элементов, в результате чего условия протекания распада водородосодержащей β -фазы изменяются (меняется ее прочность, напряжения, при которых зародыш теряет когерентность с матрицей, объемный эффект превращения, объемное несоответствие фаз и др.) и открываются возможности управления морфологией и размерами частиц α -фазы.

4. При легировании водородом сплавов, не содержащих β -стабилизаторов, или содержащих их в небольших количествах, реализуется эвтектоидное превращение, механизм которого включает элементы мартенситного зарождения, что в совокупности с низкой температурой его реализации открывает возможности накопления достаточно большого количества дефектов кристаллического строения, наследуемых β -фазой при последующем нагреве.

5. Большое различие между коэффициентами диффузии водорода и основных легирующих элементов позволяет реализовать в процессе дегазации при относительно невысоких температурах β - α -превращение, в результате чего выделяется мелкодисперсная α -фаза, состав которой сильно отличается от состава первичной α -фазы. В частности, она содержит большее количество β -стабилизаторов, но значительно меньше алюминия. Ее устойчивость зависит от температуры. При нагреве до температур, близких к $A_{с3}$, она растворяется в обезводороженной β -фазе.

Например, для сплавов ВТ5, ВТ5-1, которые обычными методами термической обработки практически не упрочняются, т.е. возможности управления их структурой без применения пластической деформации

практически отсутствуют, применение ТВО переводит эти сплавы в мартенситный или даже в переходный класс (структура после закалки $\alpha'+\beta$), [76]. Для сплавов ВТ6, ВТ23 применение ТВО позволяет проводить закалку при низкой скорости охлаждения, составляющей примерно 0,03 К/с, при этом получая необходимую степень дисперсности $\alpha+\beta$ -структуры для эффективного упрочнения.

Для сплавов $\alpha+\beta$ переходного класса и псевдо- β -сплавы (ВТ22, ВТ30) эффективность применения ТВО такая же, как и для сплавов мартенситного класса. Применение ТВО не ограничивается только получением дисперсной $\alpha+\beta$ -структуры после удаления водорода, но и возможно получение фазового состава и структуры, благоприятных для проведения других технологических операций [75-77].

ТВО может быть применена для обработки любых видов полуфабрикатов и изделий из титановых сплавов [74, 76]. Однако по мнению авторов это экономически целесообразно только в том случае, если другими способами не удастся обеспечить необходимую структуру и требуемый комплекс механических свойств.

Применение ТВО для деталей из сплава ВТ5Л создает в них рекристаллизованную структуру с небольшой разнородностью, которая обеспечила незначительное увеличение прочностных характеристик ($\sigma_B=850$ МПа) и существенное повышение пластичности и ударной вязкости ($\delta=17,4\%$; $KCV=0,7$ МДж/м²) [74].

Для сварных соединений, выполненные из листов сплавов ВТ20 и ВТ23 применение ТВО позволяет устранить отличие в микроструктуре разных зон сварного соединения и исключить рост β -зерна в основном металле [74, 75]. С уменьшением температуры вакуумного отжига степень дисперсности $\alpha+\beta$ -структуры увеличивается, что отражается на увеличении прочности и снижении пластичности различных зон сварного соединения сплавов ВТ23 и ВТ20.

Таким образом, применение ТВО обеспечивает существенное повышение кратковременных прочностных характеристик листов из сплава ВТ18У при нормальной и особенно при высоких температурах за счет создания гетерогенной структуры в практически однофазном (после традиционных видов термической обработки) сплаве. Это открывает перспективы применения жаропрочных псевдо- α -титановых сплавов в конструкциях с кратковременным ресурсом работы при температурах до 700-800°C. Кроме того, возможность управления механизмом выделения α_2 -фазы в α -матрице при обратимом легировании водородом позволяет более оптимистично смотреть на перспективы создания новых жаропрочных титановых сплавов с термически стабильной $\alpha+\alpha_2$ -структурой [82].

1.3.2 Технологии поверхностного упрочнения титановых сплавов

1.3.2.1 Технология закалки токами высокой частоты

Нагрев стали током высокой частоты (ТВЧ) основан на двух явлениях: индукции и поверхностном эффекте. Для нагрева током высокой частоты деталь помещается в индуктор, представляющий собой один или несколько витков медной трубки квадратного или круглого сечения, охлаждаемой внутри водой. По индуктору пропускается переменный высокочастотный ток, вызывающий возникновение в поверхностных слоях детали высокочастотного переменного магнитного поля, которое направлено в противоположную сторону по отношению к внешнему магнитному полю. Взаимодействие этих полей приводит к появлению вихревых токов (токов Фуко) и выделению Джоулева тепла, которое и нагревает поверхностные слои детали.

Поверхностный эффект заключается в том, что плотность индуктированного переменного тока по сечению нагреваемой детали неодинакова. Ток сосредотачивается в основном в поверхностных слоях детали, при этом с увеличением частоты тока глубина проникновения

индуктированного тока в сталь глубина нагрева уменьшаются. В то же время глубина нагрева под закалку связана с глубиной закаленного слоя.

Сталь, применяемая для поверхностной закалки с нагревом ТВЧ, должна содержать не менее 0,3 % С для того, чтобы получить после закалки высокую поверхностную твердость [78, 79].

Температура нагрева стали под закалку с использованием ТВЧ превышает точки A_{c3} или A_{c1} не на 30–50°C, как при обычной закалке, а на 100–150 °С, так как при быстром кратковременном нагреве не успевают проходить диффузионные процессы, необходимые для прохождения фазовых превращений. Т.е. критические точки сталей смещается в область более высоких температур. В соответствии с распределением температуры от поверхности вглубь детали, т.е. с ее уменьшением, образуются и соответствующие структуры при температуре нагрева и после быстрого охлаждения

Скорость нагрева стали ТВЧ достигает 100–300 °/сек. На практике время нагрева детали колеблется в пределах 6–10 с, редко 60–120 с. После нагрева под закалку до заданных температур детали подвергают интенсивному охлаждению водой в спрейерных устройствах, совмещенных в пространстве с индуктором или находящихся после него по ходу движения длинномерной детали.

Все это приводит к получению несколько более высокого комплекса механических свойств (твердости, прочности, пластичности, вязкости, усталостной прочности) у стали, закаленной с нагревом ТВЧ по сравнению со свойствами стали, закаленной при печном нагреве.

Таким образом, поверхностная закалка с нагревом ТВЧ обеспечивает деталям сочетание высокой твердости и износостойкости за счет закаленной поверхности и вязкости с пластичностью, т.е. работоспособности деталям при кручении, изгибе и знакопеременном нагружении, за счет не упрочненной сердцевины.

К преимуществам поверхностной закалки с нагревом ТВЧ, по сравнению с объемной закалкой, использующей нагрев в печи, следует отнести: высокую скорость нагрева и кратковременность обработки; незначительное окисление и обезуглероживание поверхности металла; незначительное коробление деталей и возможность автоматизации процесса; возможность придания деталям сочетания твердости и износостойкости с пластичностью и вязкостью, что повышает надежность, безопасность и долговечность машин и механизмов. Помимо достоинств для данного метода существует ряд недостатков: необходимость изготовления индукторов для каждого типоразмера детали; невысокая производительность при обработке крупногабаритных деталей; радиопомехи и отрицательное влияние на приборы и навигационную аппаратуру; вредное влияние на здоровье обслуживающего персонала [78, 79].

На железнодорожном транспорте поверхностной закалке с нагревом ТВЧ подвергаются головки рельс, ведомые шестерни, изготовленных из стали 45ХН или стали 58, шейки валов и поверхности кулачков, изготовленных из стали 40Х, элементы буксовых роликоподшипников, изготовленных из стали ШХ4РП и другие детали [78, 79].

1.3.2.2 Технология лазерного легирования

Лазерная обработка материалов применяется как один из перспективных процессов для разработки новых конструкций судовых машин и механизмов, а также создания основ ресурсосберегающих ремонтных технологий.

Основными достоинствами этого метода являются [80-82].

1. Локальность процесса нагрева, которая позволяет осуществлять наплавку как малых, так и больших поверхностей, предотвращает перегрев изделия, поводки и коробление;

2. Высокая прочность сцепления покрытия и самого материала, благодаря одновременному расплавлению покрытия и материала, с образованием прочной металлургической связи;

3. Возможность вводить в состав поверхностного слоя такие компоненты, которые в совокупности нельзя имплантировать ни одним из других методов (например, оксиды, нитриды, интерметаллиды и т. п.);

4. Лёгкость автоматизации процесса.

Получение высококачественных свойств поверхности деталей при их изготовлении и восстановлении требует развития нового направления - получения поверхностных покрытий с применением лазерного излучения. Лазерная наплавка во многом подобна лазерному легированию, однако она служит для получения сплавленного или приваренного на материал подложки слоя другого металла или сплава. Характеристики наплавленных слоёв, как правило, различны от свойства подложки, даже легированной. При наплавке процесс ведут с минимальным подплавлением основы, а состав и свойства металла поверхности практически полностью определяются свойствами присадочного материала [81-82]. Лазерное легирование применяют для повышения физико-механических свойств поверхностного слоя материала. Принципиальным отличием легирования от термоупрочнения (закалки) является изменение химического состава поверхностного слоя материала. При лазерном легировании изменяется химический состав упрочнённого слоя. Поэтому вместо того, чтобы изготавливать детали из дорогих легированных сплавов, они могут изготавливаться из технологичного недорогого материала, а дорогие и дефицитные компоненты при лазерном легировании расходуются только в поверхностном слое на локальном участке изделия. Благодаря созданию мощных газовых лазеров непрерывного действия, промышленность получила новый инструмент для обработки металлов, обладающий уникальными свойствами: способностью к высокой концентрации тепловой энергии, возможностью обрабатывать детали от одного лазера на нескольких различно

удалённых рабочих местах, отсутствием механического и электрического контактов с обрабатываемой деталью, при этом у обработанных деталей отсутствует деформация. При использовании лазерного излучения в производстве создаются новые технологические процессы, а существующие приобретают большие возможности. Следует отметить, что эффективность применения лазерной технологии возрастает с ростом мощности лазерного излучения. Лазерное легирование находит все большее применение в машиностроении как способ повышения износостойкости, теплостойкости, коррозионной стойкости, жаропрочности и других технологических характеристик. Этот способ обработки поверхности позволяет сэкономить до 90% легирующего материала, так как с помощью него создаются тонкие слои легированной стали на поверхности углеродистой стали [80].

В качестве легирующих добавок используют три основных группы веществ; неметаллы, металлы и сплавы, химические соединения (карбиды, бориды и т. д.). Например, в источниках [81, 82] показано лазерное легирование неметаллическими компонентами (C, N, B, Si) как альтернатива традиционным методам цементации, азотирования, борирования, силицирования. При лазерном легировании перед обработкой на поверхность изделия наносят легирующие элементы различными способами: накаткой фольги из легирующего материала; электролитическим или химическим осаждением, вакуумным напылением, электроискровым легированием, нанесением порошков или обмазок, насыщением из жидкости или газовой среды. Лазерное легирование неметаллическими компонентами заключается в нанесении на поверхность обмазок или паст и последующем оплавлении поверхности импульсным или непрерывным лазерным излучением. Лазерную цементацию целесообразно использовать для повышения твердости углеродистых сталей [81, 82]. Лазерное азотирование выполняют с использованием паст на основе аммиачной соли, карбамида и др. Легко осуществляется газовое азотирование титана, циркония, гафния и сплавов из соли, карбамида и др. Для азотирования сталей из газовой фазы над

обрабатываемой поверхностью необходимо создать давление азота порядка 9МПа, что затрудняет практическое применение этого процесса [81]. Легко осуществляется газовое азотирование титана, циркония, гафния и сплавов на их основе. Для этого достаточно провести лазерное оплавление в струе азота. Лазерное азотирование применяется для повышения теплостойкости, увеличения твердости и износостойкости. Лазерное силицирование осуществляется из твердой фазы с нанесением обмазок, содержащих порошок кремния, или из жидкой фазы типа суспензии силикагеля. Кроме повышения износостойкости, лазерное силицирование приводит к увеличению теплостойкости и коррозионной стойкости сталей. Лазерное легирование металлическими компонентами осуществляется оплавлением с помощью импульсного или непрерывного излучения. Более производителен процесс лазерного легирования с подачей присадочного материала, в основном порошка, в зону обработки. Этот процесс ведут с использованием непрерывного излучения, обеспечивающего синхронизацию подачи присадки и воздействия излучения. В результате лазерного легирования в структуре зоны обработки образуются перенасыщенные твердые растворы, что приводит к повышению микротвердости. Лазерное легирование чугуна и стали хромом приводит к увеличению коррозионной стойкости при одновременном повышении ударной вязкости и износостойкости. Легирование хромом и углеродом низкоуглеродистой никель-молибденовой стали позволяет получать слой глубиной 1,25 мм и твердостью 55 ед. HRC [81, 82]. Одновременно с увеличением износостойкости происходит и значительное повышение теплостойкости. Формирование упрочнённой зоны в результате лазерного легирования происходит посредством диффузии и массопереноса легирующих элементов в твёрдой фазе из жидкой фазы и из плазмы. Использование лазерного спекания приводит к повышению износостойкости в 2-5 раз [80, 81].

Так, например, максимальная микротвердость достигается при легировании стали 45 порошком ПС-12НВК-01 [81]. Применение флюса при

легировании стали 45 обоими порошками позволяет добиться увеличения микротвердости, по-видимому, за счет получения более дисперсной структуры легированной зоны. Размер переходной зоны от легированного слоя к основному металлу составляет 250 мкм. Такое легирование стали 45 порошком ПС-І2НВК-01 позволяет добиться высокого сопротивления износу, по сравнению с объемной и лазерной закалкой.

1.3.2.3 Технологии нанесения МДО покрытий

Одним из наиболее перспективных способов поверхностного упрочнения является метод микродугового оксидирования (МДО), который позволяет получать на деталях так называемых вентильных металлов (Al, Ti, Zr, Mg и др.) и их сплавах керамикоподобные покрытия, отличающиеся высокими изоляционными, механическими, электро- и теплофизическими характеристиками и эксплуатационными свойствами, что обусловило широкое использование этих покрытий в машиностроении, нефтегазодобывающей промышленности, на транспорте, в приборостроении, радиоэлектронике, авиационной, космической и других отраслях. Вентильные металлы, оксиды которых получены электрохимическим путем, проявляют полупроводниковые (вентильные) свойства в системе металл-оксид-электролит.

Сущность МДО заключается в том, что под действием высокого напряжения, прикладываемого между находящейся в электролите деталью и электродом, на поверхности детали возникают мигрирующие точечные микродуговые разряды, под термическим, плазмохимическим и гидродинамическим воздействием которых поверхностный слой детали перерабатывается в керамическое покрытие, прочно сцепленное с основой [83, 84]. Процесс МДО состоит из последовательно протекающих нескольких стадий (рисунок 1.5). На рисунке 1.6 приведена блок-схема установок для микродугового оксидирования [85]. Источники питания МДО входят

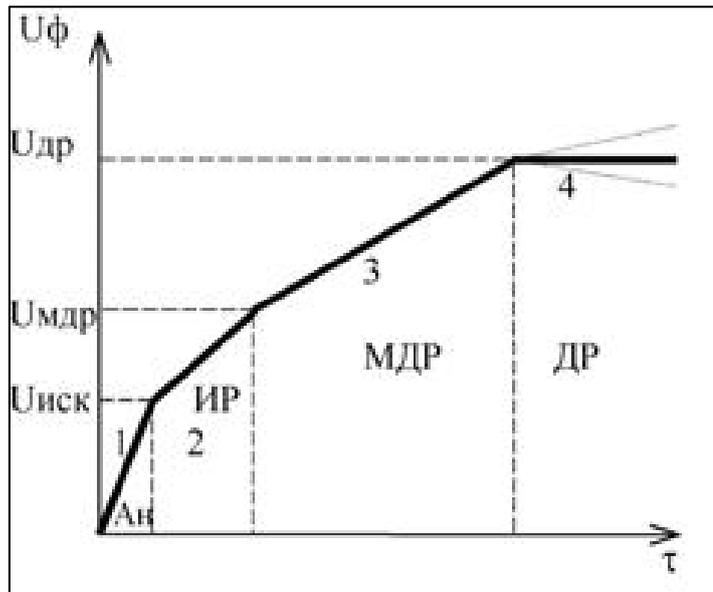


Рисунок 1.5 - Полная формовочная кривая процесса при МДО [85]: 1 – анодирование, 2 – искрение, 3 – микродуговой разряд, 4 – дуговой разряд

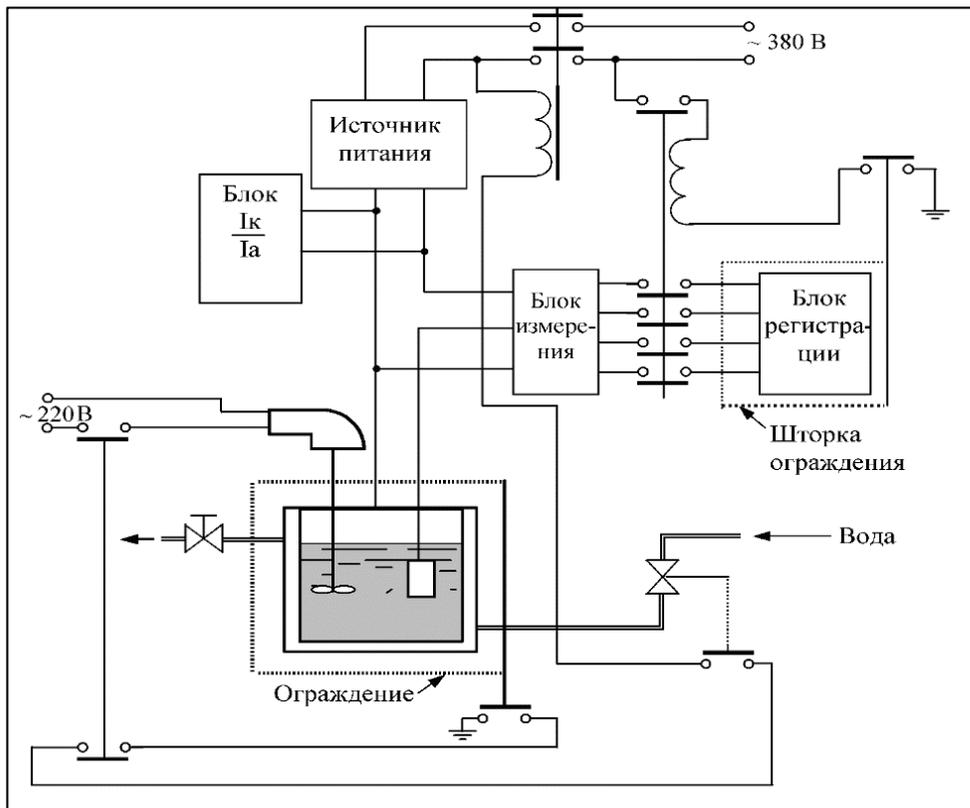


Рисунок 1.6 - Блок-схема установок для микродугового оксидирования [85]

составной частью в установки микродугового оксидирования. Она включает в себя системы охлаждения и перемешивания электролита, ограждение электролитной ванны и вытяжную вентиляцию (на рисунке не показана), поскольку в результате электролиза воды выделяется кислород и водород [85]. Вначале происходит формирование диэлектрической пленки в безыскровом режиме, при этом механизм процесса аналогичен традиционному анодированию металлов в водных электролитах, область 1 соответствует электрохимическим законам М. Фарадея, поэтому ее чаще называют «фарадеевской областью». В искровом режиме (область 2) на поверхности происходит равномерное свечение мелких перемещающихся искр, в микродуговом – перемещение более крупных желто-красных разрядов, а при дуговом режиме происходит частичное разрушение покрытий. Причины перехода от одной стадии процесса оксидирования к другой объясняются изменениями в области объемного заряда в структуре покрытия и изменениями электрических и тепловых параметров осуществления микроплазменных разрядов [85].

Рост покрытия происходит вследствие протекания следующих процессов: взаимодействие расплавленного вещества пленки в каналах разряда с компонентами электролита, последующее наплавление и встраивание дегидратированных анионов; плазмохимический синтез, термические или термоэлектрохимические превращения компонентов плазмы в каналах разряда; электрохимический механизм (аномирование и электрофорез).

В основе механизма протекания МДО лежат следующие положения:

- пробой парогазовой фазы, сформированной в сквозных порах покрытия;
- вынос плазмы на поверхность каналов микроарядов;
- параллельно протекающие процессы: экзотермическое взаимодействие окислителей с ювенильной поверхностью дна каналов микроарядов с последующим окислением испаряющихся атомов металлических компонентов сплава; осаждение на поверхности покрытия или втягивание в

каналы микроразрядов оксидов после плазмо- и термохимических преобразований составляющих электролита [84].

Многофункциональность МДО-покрытий способствует их применению в самых различных отраслях промышленности (аэрокосмической, приборостроении, электронной, химической, нефтегазовой, автомобильной, инструментальной, текстильной, медицинской, строительных конструкций, машиностроении, производстве товаров бытового назначения и т.д.), в различных узлах (запорная арматура, детали насосов и компрессоров, пресс-оснастка, детали двигателей внутреннего сгорания и т.д.) для повышения износостойкости, коррозионнозащитных свойств, диэлектрических, теплозащитных и декоративных характеристик.

В авиационном и автомобильном двигателестроении нанесение покрытий на цилиндро-поршневую группу позволяет защитить ее от высокотемпературной газовой эрозии и снизить температуру металла основы примерно в 1,5 раза. Это относится также к лопаткам турбин и соплам двигателей. В приборостроении, электротехнической и электронной промышленности МДО-покрытия нашли применение в качестве антидиффузионных слоев нагревательных систем, используемых в производстве чипов; диэлектрических слоев теплоотводов интегральных микросхем; матированных - дающих диффузное рассеяние и черных - поглощающих (до 96-98% в диапазоне волн 370-600 нм) слоев, работающих в качестве абсорберов радиаторов. Применение МДО для формовки танталовых анодов электролитических конденсаторов позволяет увеличить их объемную удельную емкость в 2-5 раз при сокращении времени процесса на два порядка. Основными преимуществами процесса МДО являются: отсутствие необходимости специальной предварительной подготовки обрабатываемой поверхности; неагрессивность и экологичность электролитов; возможность получения толстых (до 300-400 мкм) покрытий без применения сложного и экологически опасного холодильного

оборудования и достижение уникально высокой твердости (до 2000-2500 кг/мм²) и износостойкости МДО-покрытий [85].

1.3.2.4 Технология вакуумной ионно-плазменной обработки

Для достижения требуемой износостойкости состав и структура поверхности титановых сплавов должны обеспечивать высокую твердость. Однако резкий градиент твердости, возникающий при нанесении высокопрочных покрытий на вязкую и «мягкую» матрицу, не является приемлемым вариантом с точки зрения триботехнических свойств. Так, попытка нанесения покрытий из нитрида титана на поверхность титановой бедренной головки, изготовленной из прутка сплава ВТ6, не принесла желаемого результата: в процессе эксплуатации наблюдалось отслаивание покрытия в виде «яичной скорлупы» [86-90].

Известные технологии нанесения покрытий и модифицирования поверхности титановых сплавов с точки зрения применимости для компонентов пар трения проанализированы в работах [86, 87], где была показана их низкая эффективность для обеспечения работоспособности высоконагруженных имплантатов.

В последнее время [91-94] развиваются твердофазные технологии создания градиентных поверхностных структур в титановых сплавах путем легирования азотом при низкотемпературном ионном азотировании в газовой среде (смесь азота и аргона), с наложением электрического поля с низковольтной разностью потенциалов. Применение таких технологий позволяет проводить регламентированное легирование азотом поверхности готовых деталей при температурах 550-600°С и небольших временах выдержки (до 1 часа), которое не оказывает влияния ни на микрогеометрию поверхности, ни на структуру, сформировавшуюся в объеме детали на предшествующих технологических стадиях получения и обработки полуфабрикатов. Это открывает перспективы создания на базе титановых сплавов новых материалов с градиентной поверхностной структурой,

обеспечивающей реализацию в готовых изделиях высокого комплекса эксплуатационных свойств, в том числе стойкость к износу при трении или фреттинг-коррозии [91-93].

В процессах вакуумной ионно-плазменной (ВИП) обработки требуется обеспечить формирование структуры композиций поверхностного слоя, необходимых для создания на деталях и изделиях из конструкционных металлических материалов заданного уровня функциональных и эксплуатационных свойств, связанных с обеспечением работоспособности в условиях воздействия внешних нагрузок и агрессивных сред [88].

Технологические процессы (ВИП) формирования поверхностных модифицированных слоев и нанесение покрытий осуществляются путем воздействия на обрабатываемую поверхность ионов газовой и металлической плазмы различных составов и энергий.

Технологический процесс модифицирования поверхности включает следующие этапы: 1) очистка и активация поверхности; 2) нагрев обрабатываемой поверхности до заданного диапазона температур; 3) диффузионное насыщение поверхности газовой или металлической плазмой.

Очистка и активация поверхности – наиболее значимы, так как от эффективности очистки исходной поверхности зависят такие свойства покрытия, как дефектность, пористость, адгезия, скорость диффузионных процессов и равномерность их осуществления по поверхности. При наличии на поверхности загрязнений и оксидов в локальных зонах образуются структурные дефекты как в диффузионных процессах, так и при формировании покрытий. Только полное удаление оксидных слоев и загрязнений позволяет получать бездефектные покрытия и диффузионные слои.

Модифицирование и нанесение покрытия заключается в нагреве поверхности до заданного диапазона температур. Нагрев поверхности изделий сопровождается повышением поверхностной энергии. При ВИП-

обработке эффективный разогрев может осуществляться как за счет бомбардировки поверхности электронным потоком, так и ионным потоком газовой или металлической плазмы. Кинетическая энергия соударения частиц переходит в тепловую энергию, эффективность которой зависит от первичной энергии частиц, ускоряющего напряжения и времени воздействия.

В общем случае после ионного азотирования на титановых сплавах формируется слой, состоящий из нитридной зоны и расположенной под ней диффузионной зоны [88, 90]. Последовательность образования фаз при ионном азотировании соответствует общему механизму образования диффузионного слоя при ХТО, т.е. качественно определяется последовательностью их расположения вдоль изотермической горизонтали на диаграмме состояния Ti-N (рисунок 1.7).

Во-первых, это твердый раствор азота в α -Ti с ГПУ решеткой (α -фаза) и в β -Ti с ОЦК решеткой (β -фаза), а также фазы внедрения: мононитрид TiN с ГЦК решеткой (δ -фаза) и промежуточный нитрид $Ti_{2-3}N$ (ϵ -фаза) в виде трех модификаций ($\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$). Эти модификации ϵ -фазы можно представить, как сверхструктуры упорядоченного твердого раствора (так называемые сверхструктуры Ландау–Лившица).

Золотистый цвет и высокая микротвердость поверхностного слоя, получаемого на титановых сплавах после ионного азотирования, свидетельствуют о том, что они состоят в основном из мононитрида титана TiN (δ -фаза), который металлографически выявляется в виде тонкого светлого слоя толщиной до 1 мкм.

Под внешним нитридным слоем находится подслой нитрида ϵ -фазы с тетрагональной решеткой (1...3 мкм), ниже располагается большой протяженности зона твердого раствора азота. По мере удаления от нитридного слоя концентрация азота в твердом растворе уменьшается, что приводит к монотонному снижению твердости по толщине диффузионной зоны [88].

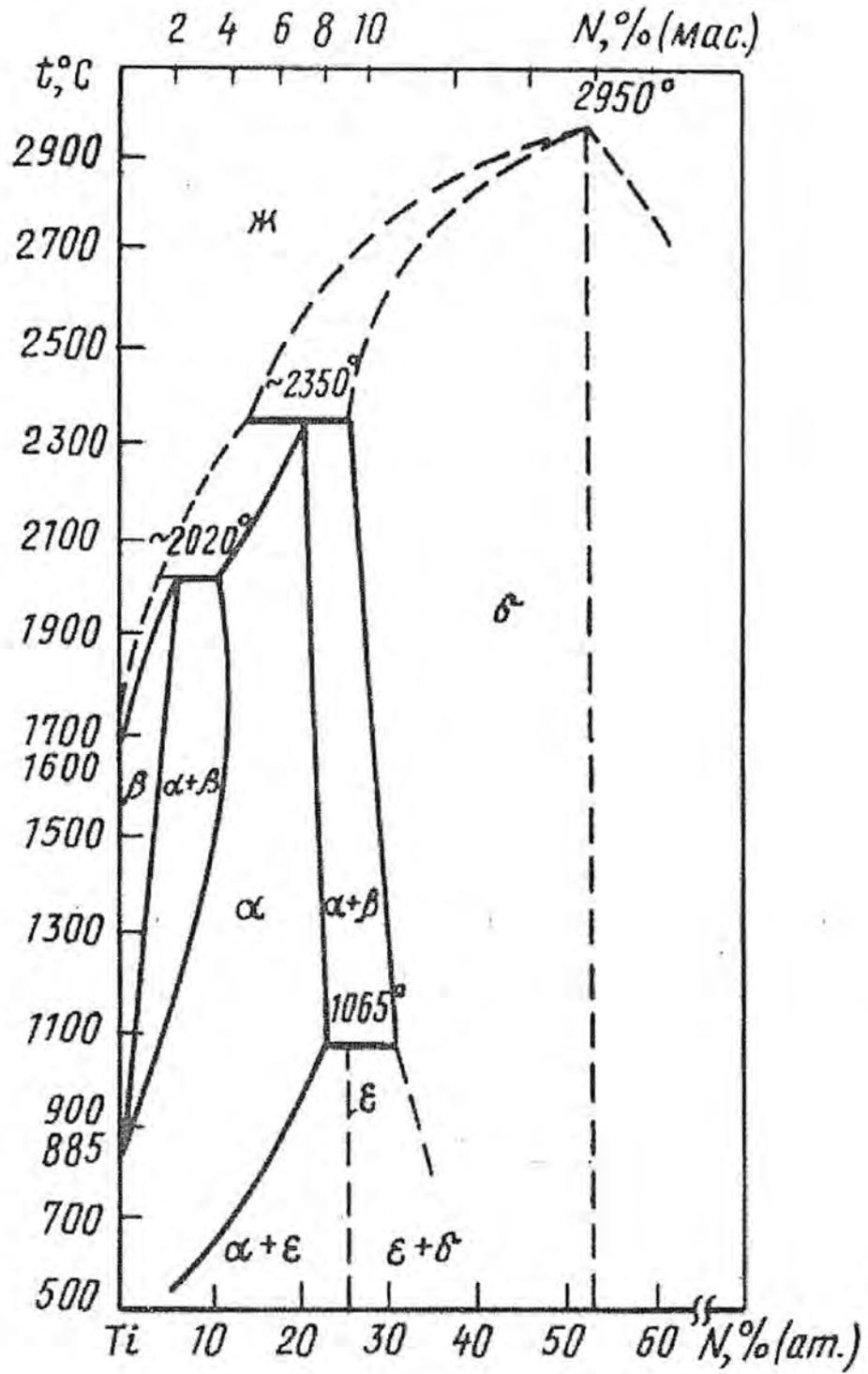


Рисунок 1.7 – Диаграмма состояния системы Ti – N [95]

Таким образом, в процессе диффузионного насыщения титана азотом формируются δ -фаза и различные модификации ϵ -фазы, а при охлаждении от температуры азотирования вследствие переменной растворимости азота в титане в зоне твердого раствора происходит выделение избыточной ϵ -фазы.

Структура азотированного слоя, полученного в титане, после охлаждения до нормальной температуры изменяется от поверхности к сердцевине образца следующим образом [88]: $\delta \rightarrow \delta + \epsilon \rightarrow \alpha + \epsilon \rightarrow \alpha \rightarrow \text{Ti}_\alpha$.

Дисперсность структуры существенно влияет на формирование модифицированной поверхности при ионно-вакуумном азотировании: чем больше размер структурных составляющих, тем меньше глубина азотированного слоя и тем большее количество нитридов образуется на поверхности. По-видимому, это связано с тем, что уменьшение протяженности межфазных границ замедляет диффузию азота вглубь материала и тем самым способствует его скоплению в поверхностных слоях и нитридообразованию [88, 90].

Таким образом, ионно-вакуумное азотирование позволяет создать на поверхности титановых сплавов градиентную поверхностную структуру, стойкую к износу, к воздействию высокотемпературной окислительной среды, к фреттинг-коррозии при интенсивных фрикционных нагрузках.

1.4 Заключение по литературному обзору и постановка задач исследования

Согласно литературным данным высокопрочные псевдо- β -титановые сплавы представляют заметный интерес для различных изделий авиакосмической промышленности и других отраслей машиностроения, в качестве изделий работающих в условиях трения. Это сплавы обладают наиболее сбалансированным комплексом прочностных, пластических и эксплуатационных свойств. Широкий спектр, получаемых в процессе термической и химико-термической обработок структур и фазового состава, позволяет в значительной степени варьировать физико-механическим

комплексом свойств высокопрочных титановых сплавов, позволяющих работать в условиях трения и агрессивных сред, например, в качестве подшипников.

Анализ литературных данных показал, что наиболее популярными сплавами, применяемыми для изготовления подшипников, являются бронзы, чугуны, алюминиевые сплавы, полимеры и стали. Для таких изделий предъявляют высокие требования: высокая твердость и износостойкость. Например, алюминиевые сплавы обладают низкой твердостью 30 ед. НВ, подшипниковые стали с твердостью до 65 ед. НРС не могут работать в агрессивных средах.

Сплавы титана в настоящее время практически не применяют для изготовления подшипников. Благодаря тому, что эти сплавы обладают высокой прочностью, твердостью, высокой коррозионной стойкостью, их можно рассмотреть как материал для изготовления подшипников. Однако титановые сплавы обладают низкой коррозионной стойкостью

Существует огромное количество различных технологий объемного и поверхностного упрочнения с целью упрочнения и повышения износостойкости титановых сплавов. В настоящее время для формирования в титановых сплавах различных классов модифицированного поверхностного слоя, позволяющего реализовать высокий уровень прочностных и триботехнических характеристик, может быть использована вакуумная ионно-плазменная обработка (ВИПО). Показана эффективность применения деталей, работающих в медицине в паре трения. Рассмотрены примеры применения вакуумно ионно-плазменной обработки изделий из титановых сплавов VT20 и VT6, разработанных на кафедре в виде эндопротезов и винтов, которая обеспечивает повышение прочностных характеристик и износостойкости сплавов на 30-40%. Однако вопросы, связанные с возможностью применения ВИПО в технологической цепочке изготовления изделий и полуфабрикатов, работающих в условиях трения, например, подшипников из высокопрочных титановых сплавов VT22 и Ti-5553, а также

повышения их механических и триботехнических свойств не нашли отражения в проведенных до настоящего времени исследованиях. Поэтому задача установления закономерностей формирования, модифицированного слоя, фазового состава и структуры сплавов в процессе термической и вакуумной ионно-плазменной обработок, и разработка технологии изготовления и обработки изделий и полуфабрикатов, работающих с условия трения, из высокопрочных титановых сплавов является актуальной.

Целью настоящей работы является исследование режимов термической и химико-термической обработок на закономерности формирования фазового состава, структуры, модифицированной поверхности и механических свойств промышленных и опытных высокопрочных титановых сплавов и разработка на этой основе технологии получения полуфабрикатов, работающих в условиях трения.

Для достижения этой цели необходимо решить следующие задачи:

1. Исследовать влияние химического состава на структуру и фазовый состав титановых сплавов.
2. Исследовать влияние температуры нагрева и скорости охлаждения при высокотемпературной термической обработке и режимов старения на фазовый состав, структуру и свойства промышленных и опытных титановых сплавов;
3. Установить закономерности влияния температуры и времени ВИПО на фазовые и структурные превращения и изменение свойств сплавов промышленных и опытных титановых сплавов;
4. Установить закономерности влияния режимов ВИПО на фазовые и структурные превращения и изменение свойств сплавов промышленных и опытных титановых сплавов;
5. Изучить влияние режимов ВИПО на механический и триботехнические характеристики титановых сплавов;
6. Разработать технологию получения и обработки полуфабрикатов и фольги из высокопрочных титановых сплавов с повышенной твердостью и износостойкостью.

ГЛАВА II. ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Объекты исследования

Исследования проводили на образцах, вырезанных из различных полуфабрикатов: прутка $\varnothing 80$ мм титанового сплава BT22, плиты толщиной 15 мм титанового сплава Ti-5553, полученных по промышленным технологиям, а также на слитках опытных титановых сплавов, полученных в ходе исследований. Их химический состав показан в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Химический состав опытных и промышленных титановых сплавов, масс. %

Сплав	Ti	Al	V	Mo	Cr	Fe	Sn	Zr	C
1	ост	6,22	3,91	0,94	1,2	3,79			-
2	ост	6,11	1,92	0,46	2,34	3,88			-
3	ост	5,84	2,02	0,51	1,17	5,51			-
4	ост	5,90	3,95	1,13	1,34	3,88	2,35	2,09	-
5	ост	5,46	3,92	1,10	1,45	3,52	2,12	2,44	0,15
6	ост	6,10	3,86	1,09	1,10	3,18	2,24	2,19	0,30
7	ост	5,91	4,05	0,98	1,26	3,25	2,36	2,06	0,50
BT22	ост	5.4	5.14	5.14	0.79	0.92	-	-	-
ГОСТ 19807	ост	4,4- 5,7	4,0- 5,5	4,0- 5,5	0,5- 1,5	0,5- 1,5	-	-	до 0,1
Ti-5553	ост	5,2	5,4	5,8	2,8	0,4	-	-	-
ISO 13092	ост	4,4- 5,7	4,0- 5,5	4,0- 5,5	2,5- 3,5	до 0,5	-	-	-

Выплавку опытных титановых сплавов проводили в вакуумной индукционной печи Xereus. Для выплавки опытных сплавов был проведен расчет шихты. Использовали губчатый титан фракций 50÷12 мм марки ТГ100, легирующие элементы вводились в чистом виде или лигатур.

В зависимости от вида исследований вырезались образцы определенного типа на электроэрозионном станке DK7725LWS с использованием проволочного Мо-электрода. Для металлографических и

рентгеноструктурных исследований - образцы прямоугольного сечения 14x20 и толщиной 12 мм. Для оценки износостойкости поверхности титановых сплавов – в виде дисков $\varnothing 50,8$ мм и толщиной 7 мм.

2.2 Методы исследования

Химический состав определялся с помощью портативного анализатора элементного состава веществ и материалов Professional Spectrum MEG-01.

Нагрев образцов под закалку проводился в высокотемпературной электропечи СНОЛ 2.2,5.2/12,5-И1 (до 1250°C) с воздушной атмосферой. Нагрев образцов для осуществления упрочняющей термической обработки проводился в воздушной атмосфере в электропечи СНОЛ - 2.2,5.1,8/10-ИЗ (до 1000°C). Температуру образцов в печах определяли термопарой типа ХА, размещаемой у образцов. Погрешность определения температуры составляла $\pm 5^\circ\text{C}$.

Охлаждение со скоростью выше 30 К/с проводили в водопроводной воде с температурой 20-22°C. Охлаждение со скоростью 10 К/с на воздухе.

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе АХЮ Observer.A1m (Karl Zeiss Jena, Германия) при увеличениях до 1000 крат. Применяли метод светлого поля в воздушной среде [96, 97]. Анализ полученных изображений осуществляли с помощью программного комплекса NEXSYS ImageExpert Pro3.

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) при комнатной температуре проводили на дифрактометре модели ДРОН-4 с квазифокусирующей схемой по Брэггу-Брентано при ускоряющем напряжении 35кВ и анодном токе 25мА. в фильтрованном медном ($\text{CuK}\alpha$) излучении. Скорость съемки составляла 2 град/мин., скорость счета импульсов устанавливалась автоматически в пределах от 1000 до 40000 имп/с [98].

По результатам рентгеноструктурного анализа определяли качественный и количественный фазовый состав образцов. Значение угла

отражения измеряли по центру массы дифракционных максимумов, а интенсивность отражений - графическим методом по максимальному значению. Объемную долю фаз рассчитывали по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных максимумов по формуле:

$$I_i = \frac{J_i}{\sum_{i=1}^n J_i} \quad (2.1)$$

где: J_i – интегральная интенсивность i -го дифракционного максимума;
 n – количество отражений [99].

По данным рентгеноструктурного анализа рассчитывали периоды кристаллических решеток фаз. Также определяли полуширину дифракционных максимумов как отношение их интегральной интенсивности к высоте.

Напыление ионно-вакуумных покрытий и модифицирование поверхности осуществлялось в вакуумной ионно-плазменной установке «Булат-6», снабженной механизмом, обеспечивающим планетарное перемещение обрабатываемых изделий в камере. Установка предназначена для нанесения покрытий и ионного азотирования поверхности изделий при величинах тока дуги 100 – 150 А, опорном напряжении 40 – 60 В в смеси газов аргона и азота при общем давлении газа в камере $3 \cdot 10^{-3}$ Па. Подготовка рабочей смеси газов осуществляется с помощью газогенератора. Для рабочей газовой смеси применяется газообразный аргон ГОСТ 92.94-74 и газообразный азот ОСЧ по ГОСТ 92.93-74.

Исследование микроструктуры и состава поверхности проводили на растровом электронном микроскопе LEO430i. Шероховатость поверхности измеряли на приборе для определения параметров шероховатости «Hommel Tester T500» в соответствии с ГОСТ 2789–73 [101]. На поверхности образца выбирался отрезок, состоящий из шести базовых длин l , используемых для выделения неровностей, характеризующих шероховатость поверхности. На всем протяжении базовых длин производились замеры параметров шероховатости R_a и R_z . Среднее арифметическое отклонение профиля R_a –

это среднее арифметическое из абсолютных значений отклонений профиля в пределах базовой длины, которое определяется по формулам:

$$R_a = \frac{1}{l} \cdot \int_0^l |y| dx, \text{ [мкм]} \quad (2.2)$$

или

$$R_a = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n |y|, \text{ [мкм]} \quad (2.3)$$

где l – базовая длина;

n – число выбранных точек профиля на базовой длине.

Высота неровностей профиля по десяти точкам R_z – это сумма средних абсолютных значений высот пяти наибольших выступов профиля и глубин пяти наибольших впадин профиля в пределах базовой длины.

Измерение твердости методами Роквелла и Виккерса проводили согласно ГОСТ 9013-59 на приборе BUEHLER Macromet 5100T алмазным конусом с углом у вершины 120° и закруглением радиусом в 0,2 мм по шкале HRC с нагрузкой 1500 Н и на твердомере MacroVickers 5114 четырехгранной алмазной пирамидой с углом 136° между противоположными гранями и с нагрузкой 10 кгс. Полученные результаты твердости с помощью встроенного программного обеспечения переводились в единицы твердость по шкале Роквелла ГОСТ 2999-75 [102, 103].

Глубину упрочненного азотом поверхностного слоя определяли на металлографических шлифах методом косого шлифа от края образца вглубь к центру. Образец наклеивали на шток, оставляли на 24 часа. Затем в приспособлении с поверхности образца снимали слой под углом 3° протяженностью 5 мм. Поверхность испытуемого образца имела класс чистоты не ниже 10 по ГОСТ 2789 [101]. Микровердость по методу Виккерса измеряли на приборе Micromet 5101 четырехгранной алмазной пирамидой с нагрузкой 50 гр. в течение 10-15 с в соответствии с ГОСТ 9450-76 [104]. Обработку результатов проводили с помощью программного обеспечения

NEXSYS ImageExpert MicroHardness 2. Шаг измерения микротвердости составил 100 мкм, количество отпечатков 70 шт. За толщину преобразованного слоя принимали глубину, на которой наблюдается резкая смена характера изменения твердости.

Начиная от модифицированной поверхности, проставляется ряд отпечатков вдоль гипотенузы l (рисунок 2.1) с шагом 50 мкм до достижения предварительно измеренного уровня микротвердости исходного материала. Расстояние между центрами отпечатков не должно быть меньше двух диагоналей отпечатка. Глубина (h), на которой проходит измерение твердости, рассчитывалась по формуле:

$$h=l \cdot \sin \alpha, \text{ (мкм)}, \quad (2.4)$$

где l – расстояние от края образца, на котором происходит измерение твердости; угол $\alpha=3^\circ$.

Испытания на износостойкость проводили в соответствии с ГОСТ 30480-97 на специализированном высокотемпературном трибометре Nanovea и на трибометре MFT-5000 по стандарту ASTM G-99 (рисунки 2.2 и 2.3). Схема испытания «стержень – диск». В качестве контртела использовали стальной шарик ШХ15 диаметром 6 мм. Трибологические испытания проводили по следующим параметрам: скорость перемещения 2000 мм/мин, максимальная нагрузка на индентор (контртело) 2Н, диаметр траектории перемещения 5 мм при отсутствии смазки и комнатной температуре около 1,5 часа (100 минут).

Среднюю скорость изнашивания определяли по изменению массы образца к интервалу времени по формуле:

$$V_{\text{изн}} = \frac{\Delta m}{\Delta t} \quad (2.5)$$

где Δm – изменение массы образца [мг],

Δt – интервал времени [с].

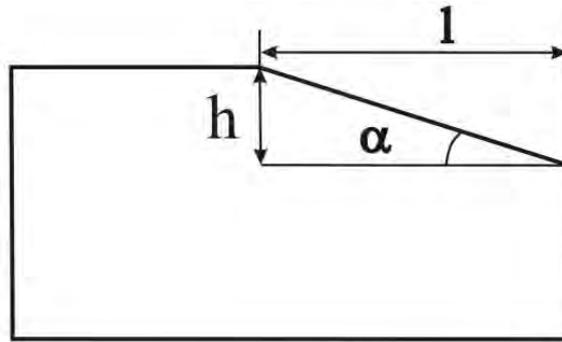


Рисунок 2.1 – Схема образца с косым шлифом

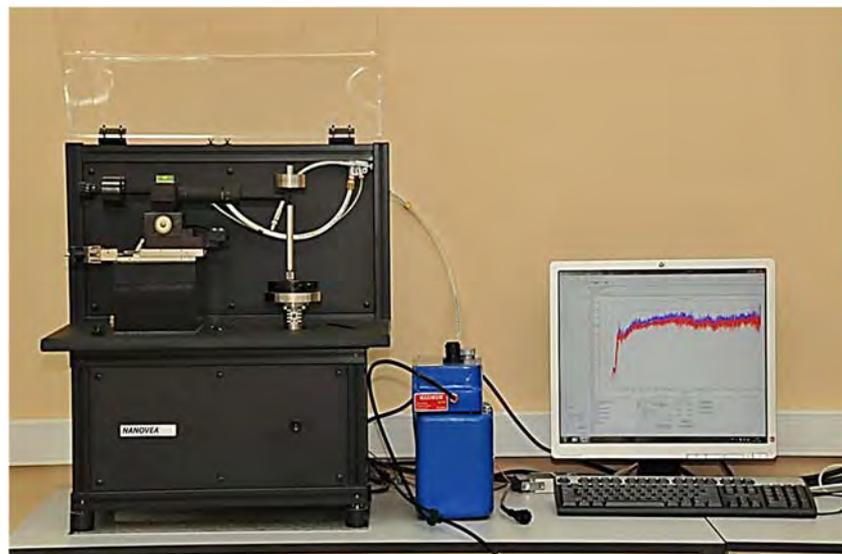


Рисунок 2.2 – Трибометр Nanovea, схема испытания стержень-диск

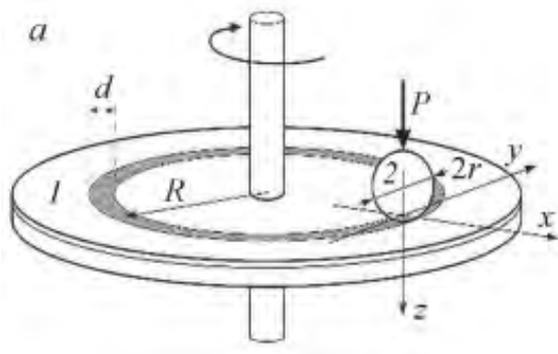


Рисунок 2.3 – Трибометр MFT-5000, схема испытания стержень-диск

Относительную скорость изнашивания по весу определяли по изменению массы образца к пути трения по формуле:

$$W_R = \frac{\Delta m}{l}, \quad (2.6)$$

где Δm – изменение массы образца [мг],

где l – путь трения [м].

Триботехнические свойства определялись по стандарту ASTM G-99 [105] на трибометре MFT-5000 (Rtec-Instruments, США) по схеме контакта шарик – диск. В испытаниях были использованы шарики диаметром 10 мм из стали марки ШХ15 (HRC = 62) и циркониевой керамики ZrO₂ (HRC = 72). Шероховатость поверхности шариков составляла по $Ra \leq 0,02$ мкм. Для испытаний была выбрана нагрузка на шарик P равная 5 Н. Скорость скольжения составляла $V = 0,1$ м/с, а радиус дорожки трения $R = 16$ мм. Покртия испытывались в течение 50 минут (путь трения для шарика составлял 300 м) при комнатной температуре $T = 21 \pm 3$ °С и относительной влажности 40 – 50 %. Перед испытаниями исследуемая поверхность образцов очищалась этиловым спиртом. Для достоверной оценки триботехнических свойств каждое покрытие было испытано по три раза. После испытаний при помощи оптического 3D профилометра S Neox (SensoFar, Испания) определялся объём изношенного материала. Высотные параметры шероховатости (Sa , Sz) были определены по ГОСТ Р ИСО 25178.

Экспериментальные данные обрабатывали методами математической статистики [106, 107]. Величины абсолютной и относительной погрешностей измерений по основным методам исследования, рассчитывались с доверительной вероятностью $\alpha=0,95$, приведены в таблице 2.3. В том случае, если ошибка метода зависит от погрешности прибора, то для него в таблице приведена абсолютная погрешность, а если ошибка метода зависит от абсолютной величины измеряемого параметра – относительная погрешность.

Таблица 2.3 Абсолютная и относительная погрешности измерений

Измеряемая величина	Условное обозначение	Абсолютная погрешность	Относительная погрешность, %
Температура нагрева	t_n	5°C	–
Скорость охлаждения	v^o	0,5 °/C	
Период кристаллической решетки, нм	$a_\alpha, c_\alpha, a_\beta$	–	0,01
Размер структурных составляющих, мкм	$a_\alpha, b_\alpha, d_\beta$	0,05 мкм	
Твердость по Роквеллу	HRC	0,2ед. HRC	2
Твердость по Виккерсу	диагональ отпечатка	0,5 мкм	-

Глава III. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПСЕВДО β -ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

3.1 Выбор системы легирования для создания сплавов на основе титана с повышенной твердостью

Задача повышения качества и эффективности работы техники всегда остается актуальной. Создание долговечных, высокопроизводительных, экономичных машин и механизмов невозможно без обеспечения равномерного движения узлов вращения с низким уровнем трения между поверхностями, что обеспечивается за счет применения подшипников [108-110]. Подшипники должны сочетать в себе высокую твердость, сопротивление к изнашиванию между трущимися поверхностями, коррозионную стойкость при работе в агрессивных средах или при контакте со смазочными материалами [111]. Однако современные материалы, применяемые в качестве подшипников, не всегда полностью удовлетворяют перечисленным выше требованиям [112].

Титановые сплавы ($\alpha+\beta$)-класса широко используются в различных областях техники. Для каждого конкретного случая существует требуемый баланс различных свойств. Известно, что для двухфазных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов общий уровень прочностных свойств определяется двумя составляющими: прочностью отдельно каждой из фаз (σ^α и σ^β) и дополнительным структурным упрочнением ($\Delta\sigma^c$). Первая составляющая зависит от степени легирования и эффективности растворного упрочнения каждой из фаз легирующими элементами, что определяется в первую очередь химическим составом сплава. Вторая составляющая определяется количеством каждой из фаз, размером, морфологией и взаимным расположением структурных составляющих, что определяется термической обработкой.

Для того, чтобы получить высокую твердость, необходимо, чтобы после охлаждения в воде из β -области при комнатной температуре сплав имел однофазное β -состояние. Оно является метастабильным и в процессе

старения при температурах 400-550°C будет происходить выделение дисперсных частиц α -фазы, что и приведет к значительному увеличению твердости.

Из российских титановых сплавов наиболее перспективными с точки зрения получения высоких значений твердости являются высокопрочные титановые сплавы псевдо- β -класса, так как они обладают рядом эксплуатационных особенностей: высокой технологической пластичностью при обработке давлением, низким удельным весом, высокой твердостью, близкой к шарикоподшипниковым сталям [113, 114].

Для того, чтобы получить высокую твердость химический состав псевдо β - сплава нужно выбирать таким образом, чтобы его молибденовый эквивалент $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$ лежал в диапазоне 12-14 (сплавы ВТ22, ВТ30, Ti-10-2-3). Если у сплава $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$ будет меньше 10, то в процессе закалки будет образовываться мартенсит α'' , последующий распад которого не обеспечит необходимого прироста (повышения) твердости. Если же сплав будет сильно легирован, т.е. молибденовый эквивалент $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$ будет больше 14, то в процессе распада β -фазы нельзя добиться значительного повышения твердости вследствие повышения ее стабильности и, соответственно, уменьшения количества выделяющейся α -фазы (ВТ35, ВТ32). Кроме того, для этих сплавов требуются большие времена выдержки (от 50 до 100 часов), для завершения распада и для них характерна микрохимическая неоднородность распределения легирующих элементов, поэтому выделение α -фазы происходит неоднородно по объему. Например, в одном β -зерне уже начался процесс распада, а в соседнем – нет. В этом случае два соседних зерна будут существенно различаться по твердости. Таким образом, количество β -стабилизирующих элементов в сплаве должно подбираться таким образом, чтобы молибденовый эквивалент $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$ был равен 12-14.

В работе была поставлена задача провести оценку влияния химического состава сплавов на основе титана на структуру и твердость с целью выбора наиболее перспективных сплавов, позволяющих получить

необходимое сочетание твердости и износостойкости. Для достижения поставленной задачи были получены слитки опытных сплавов с разным содержанием легирующих элементов.

Принцип выбора систем легирования и количества легирующих элементов были следующим.

Алюминий является основным легирующим элементом титановых сплавов. Растворяясь преимущественно в α -фазе, он значительно увеличивает ее прочность [115, 116]. В высокопрочных титановых сплавах обычно содержится $5,5 \div 7,0$ %Al. Такое количество алюминия обеспечивает с одной стороны увеличение прочности α -фазы, а, соответственно, и сплава, а с другой – не приводит к значительному снижению его технологичности. Более высокое содержание алюминия в сплаве, во-первых, приводит к выделению в процессе термической обработки α_2 -фазы на основе интерметаллида Ti_3Al , что в свою очередь влечёт катастрофическое охрупчиванию сплава, во-вторых, приводит к резкому ухудшению его обрабатываемости. Таким образом, содержание алюминия в сплаве должно быть $5,5 \div 7,0$ %.

Для того, чтобы после закалки получить в сплаве однофазное β -состояние, титановый сплав нужно также легировать β -стабилизирующими элементами. Для уменьшения внутридендритной ликвации псевдо β -сплавы одновременно необходимо легировать изоморфными и эвтектоидообразующими β -стабилизаторами, действующими в противоположных направлениях: β -изоморфные стабилизаторы преимущественно располагаются в объёме β -зёрен, а эвтектоидообразующие – по границам. Одним из основных элементов этой группы является ванадий. Во-первых, ванадий хорошо растворяется не только в β -, но и в α -фазе (его содержание в α -фазе может достигать до 4,5%). Во-вторых, он, по сравнению с другими β -стабилизаторами, не приводит к сильному ухудшению пластичности (пример, это всемирно известный сплав Ti-6Al-4V).

Ванадий и молибден являются β -изоморфными стабилизаторами. Молибден является более сильным β -стабилизатором по сравнению с ванадием. Он сильнее искажает кристаллическую решетку β -фазы и, следовательно, сильно упрочняет ее. Количество Mo в сплаве мы ограничили 1% [116-118]. Однако более сильное растворное упрочнение β -фазы вызывают β -эвтектоидообразующие стабилизаторы. Поэтому создаваемый сплав легирован хромом и железом. Эти два элемента оказывают приблизительно одинаковое действие. Но хром является более дорогим металлом, поэтому его количество в сплаве не превышало 1%, а Fe вводилось в количестве до 5,5%. Несмотря на то, что Cr и Fe сильно упрочняют β -фазу, вводить их в больших количествах нельзя. Во-первых, сильно падает технологичность сплава, и, во-вторых, в процессе термической обработки может происходить эвтектоидный распад β -фазы с выделением фаз на основе интерметаллидов $TiCr_2$ и $TiFe_2$, которые приводят к его охрупчиванию.

Олово и цирконий относятся к нейтральным легирующим элементам замещения, добавление которых оказывает достаточно эффективное твердорастворное упрочнение как α , так и β -фаз [116-118]. Содержание олова и циркония менее 0,5% не приводит к упрочнению сплава. При содержании Sn и Zr более 2% происходит ухудшение его пластичности. Оптимальное содержание олова и циркония в сплаве составляет около 2%. Такие концентрации приводят к увеличению прочности сплава за счет твердорастворного упрочнения α - и β -фаз, но при этом пластичность сплава практически не изменяется [116-118].

Углерод является сильным α -стабилизатором. Повышение содержания углерода в сплаве вызывает увеличение количества α -фазы и сильное ее упрочнение за счет образования твердого раствора внедрения. Поэтому в один из опытных сплавов было добавлено 0,15% до 0,5% углерода. Такое содержание углерода не приведет к существенному изменению количества α -

фазы, но при этом позволит повысить ее прочность, а, следовательно, и общий уровень прочности сплава [116-118].

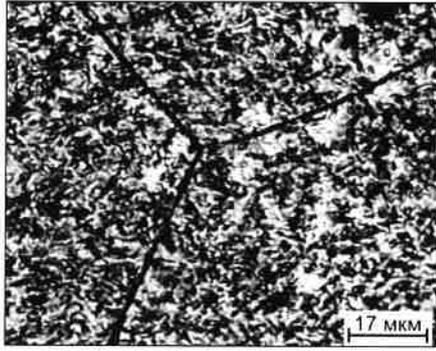
Проведенный анализ взаимодействия титана с различным содержанием β -стабилизаторов, описанный выше и в литературном обзоре, позволил выбрать несколько сплавов для дальнейшего исследования. Было выплавлено 7 титановых слитков, различающихся содержанием β -стабилизаторов (таблица 3.1). Для исследований также были выбраны 2 промышленных сплава VT22 и Ti-5553, близких к опытным по химическому составу (таблица 3.1)

Таблица 3.1 - Химический состав опытных слитков из титановых сплавов, масс. %

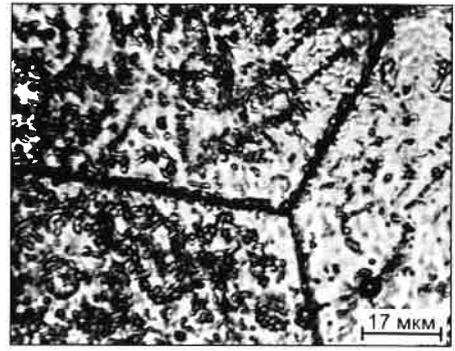
Сплав	Ti	Al	V	Mo	Cr	Fe	Sn	Zr	C	[Mo] _{экв}
1	ост	6,22	3,91	0,94	1,2	3,79	-	-	-	13,35
2	ост	6,11	1,92	0,46	2,34	3,88	-	-	-	13,51
3	ост	5,84	2,02	0,51	1,17	5,51	-	-	-	14,92
4	ост	5,90	3,95	1,13	1,34	3,88	2,35	2,09	-	13,94
5	ост	5,46	3,92	1,10	1,45	3,52	2,12	2,44	0.15	13,52
6	ост	6,10	3,86	1,09	1,10	3,18	2,24	2,19	0.30	13,08
7	ост	5,91	4,05	0,98	1,26	3,25	2,36	2,06	0.50	12,88
VT22	ост	5.4	5.14	5.14	0.79	0.92	-	-	-	1.86
Ti-5553	ост	5,2	5,4	5,8	2,8	0,4	-	-	-	13.9

На первом этапе работы были исследованы фазовый состав, структура и свойства опытных сплавов в литом состоянии. Выплавленные слитки в лабораторной вакуумной дуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом пятикратным переплавом были высотой 14 мм, диаметром 40 мм и имели вес около 200 гр.

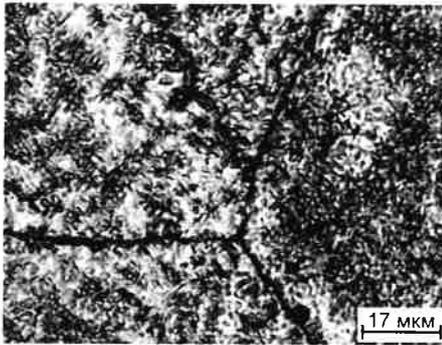
Структура этих сплавов в литом состоянии однородна и характеризуется крупными β -зернами и дисперсными частицами α -фазы, выделяющимися из β -фазы в процессе охлаждения слитков до комнатной температуры (рисунок 3.1).



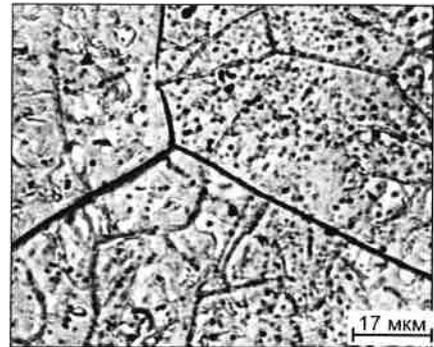
Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe



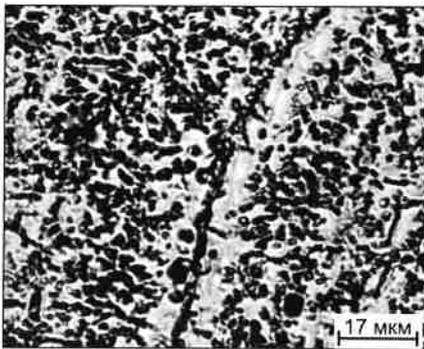
Ti-6Al-2V-0,5Mo-2,5Cr-3,5Fe



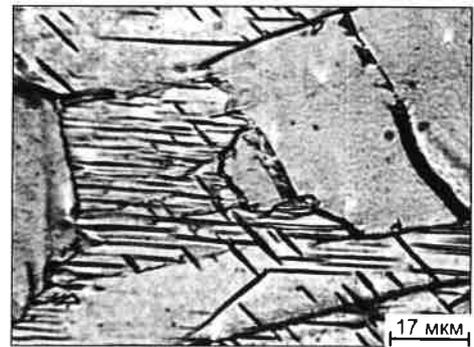
Ti-6Al-2V-0,5Mo-1Cr-5,5Fe



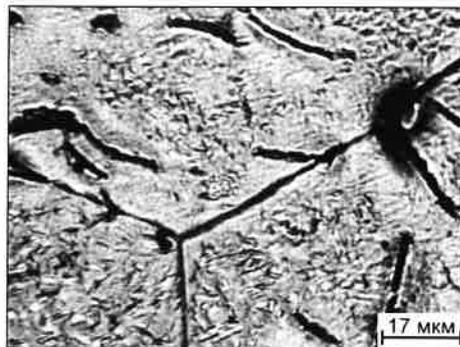
Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr



Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C



Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,3C



Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,5C

Рисунок 3.1 - Микроструктура опытных титановых сплавов в литом состоянии

Проведённые исследования показали, что структура сплавов 2 (Ti-6Al-2V-0,5Mo-2,5Cr-3,5Fe) и 3 (Ti-6Al-2V-0,5Mo-1Cr-5,5Fe), в которых суммарное содержание β -эвтектоидных стабилизаторов более 4,5%, представлена крупными β -зернами и дисперсными частицами α -фазы, и характеризуются большей микрохимической неоднородностью (рисунок 3.1 б, в).

Добавление Sn и Zr (сплав 4) приводит к стабилизации β -фазы и вследствие этого уменьшения критической скорости охлаждения*. Поэтому в структуре присутствует совсем незначительное количество отдельных частиц первичной α -фазы (рисунок 3.1 г).

Сплав 5 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C) дополнительно легирован углеродом, который являясь α -стабилизатором, повышает температуру полиморфного $\beta \rightarrow \alpha$ превращения и, соответственно, увеличивает критическую скорость охлаждения. Поэтому в структуре присутствует большее количество α -фазы, причем ее размер больше, чем в базовом сплаве, т.к. начало выделения α -фазы происходит при более высоких температурах по всему объему зерна (рисунок 3.1 д).

Для сплавов 6 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,3C) и 7 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,5C), содержащих 0,3% и 0,5 вес% углерода, было обнаружено появление трещин в слитках после их охлаждения до комнатной температуры. По-видимому, это связано с возникновением больших растягивающих напряжений из-за образования α -твердого раствора внедрения и карбидов вследствие низкой растворимости углерода в β -фазе, объемная доля которой в структуре после охлаждения больше 80%.

Различие в твердости сплавов в литом состоянии зависит главным образом от количества выделившейся α -фазы и степени ее дисперсности. Результаты измерений показаны в таблице 3.2.

* Критическая скорость охлаждения – это скорость, при охлаждении с которой подавляется диффузия атомов компонентов.

Таблица 3.2 – Значения твердости опытных титановых сплавов в литом состоянии

№ сплава	Химический состав опытных сплавов	HRC	Q _α , %
Сплав 1	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe	48,0	42
Сплав 2	Ti-6Al-2V-0,5Mo-2,5Cr-3,5Fe	35,5	38
Сплав 3	Ti-6Al-2V-0,5Mo-1Cr-5,5Fe	38,0	32
Сплав 4	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr	35,5	33
Сплав 5	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C	41,5	44
Сплав 6	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,3C	–	26
Сплав 7	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,5C	–	22

Минимальную твердость имеет сплав 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr), т.к. в данном случае твердость обусловлена только растворным упрочнением β-фазы. Для сплавов 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe) и 5 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C) более высокие значения твердости обусловлены выделяющимися дисперсными частицами α-фазы. В сплаве 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe) более мелкие частицы обеспечивают более высокую твердость. Измерять твердость на сплавах 6 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,3C) и 7 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,5C) было невозможно, т.к. вдавливание индентора приводило к образованию и росту трещины.

Таким образом, для дальнейших исследований нами были выбраны три состава выплавленных опытных титановых сплавов:

Сплав 1: Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe

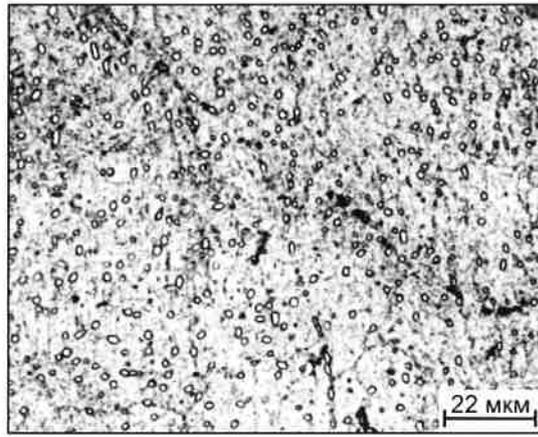
Сплав 4: Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr

Сплав 5: Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C.

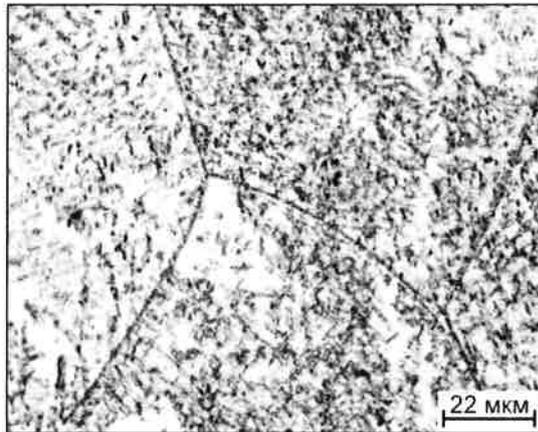
3.2 Влияния пластической деформации на формирование фазового состава и структуры псевдо β - титановых сплавов

На следующем этапе работы была проведена ковка слитков выбранных составов сплавов. Перед началомковки слитки отобранных составов разрезали пополам и подвергали отжигу при температуре 900°C в течении 2,5 часов для повышения технологической пластичности. Ковку проводили на пневматическом молотке ПМ-50 методом всестороннего обжатия. Так как размер исходных литых заготовок был небольшой (поперечное сечение 20×14 мм), то в начале их деформировали в поперечном направлении до получения в сечении квадрата, а затем в продольном направлении. Кованые заготовки имели сечение 12×11 мм и длину 100 мм. Коэффициент укова, который определяется как отношение площади поперечного сечения до и после деформации, был равен 2. Это говорит о том, что в процессековки слитки подвергались небольшим степеням деформации, которая в сумме составила всего 30%. Для исследований структуры и определения твёрдости полученные кованые заготовки разрезались на образцы высотой 10 –15 мм.

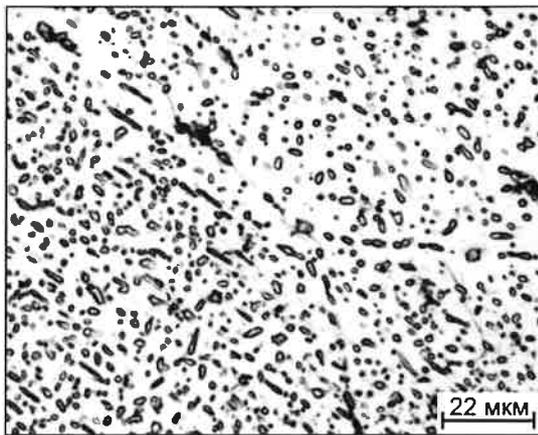
Проведённые исследования кованых заготовок показали, что сформированная в них структура схожа со структурой в литом состоянии и представлена β -зернами и дисперсными частицами α -фазы. Это обусловлено тем, что ковка с небольшой степенью деформация начиналась при температуре, соответствующей β -области, а завершилась в ($\alpha+\beta$)-области. Основное отличие касается только сплава 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr). Если в литом состоянии он имел в структуре практически одну β -фазу, то послековки его структура становится схожа со сплавом 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe) (рисунок 3.2 а, б). Но вследствие того, что дополнительное легирование Zr и Sn понижает критическую скорость охлаждения, то сплав 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr) послековки характеризуется более дисперсными выделениями α -фазы (рисунок 3.2 б). Микроструктура сплава 5 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C) схожа со структурой в литом состоянии и представлена β -зернами и дисперсными частицами α -фазы (рисунок 3.2 в).



а)



б)



в)

Рисунок 3.2 - Микроструктура образцов из опытных титановых сплавов

послековки при 900°C:

а) сплав 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe)

б) сплав 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr)

в) сплав 5 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C)

Вследствие того, что при ковке материал подвергался небольшим степеням деформации и, кроме того, так как температура была достаточно высокой, в материале успевали протекать релаксационные процессы. Поэтому в сплаве 1 послековки наблюдается снижение твердости по сравнению с литым состоянием (таблица 3.3). Для сплава 4, вследствие выделения дисперсных частиц α -фазы, происходит увеличение твердости, а в сплаве 5 она практически остается без изменений (таблица 3.3).

Таблица 3.3 - Значения твердости опытных титановых сплавов послековки при 900°C

№ сплава	Химический состав сплава	HRC
Сплав 1	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe	40,0
Сплав 4	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr	40,0
Сплав 5	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C	42,0

3.3 Влияния температуры нагрева под закалку на формирование фазового состава и структуры опытных и промышленных титановых сплавов

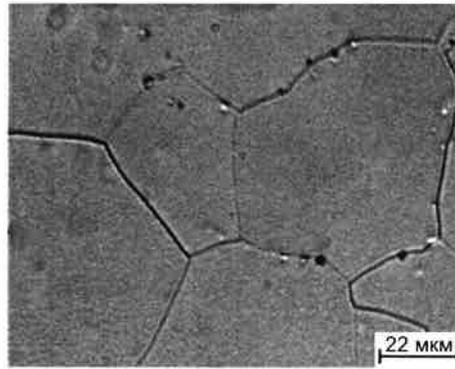
На следующем этапе работы на исследуемых сплавах 1, 4 и 5 методом пробных закалок была также определена температура полиморфного превращения ($T_{\text{пт}}$ или A_{C3}) [119, 120].

Основываясь на литературных данных [119, 120] и учитывая составы сплавов, температуры нагрева под закалку выбирались в интервале температур от 1030°C до 870°C с шагом в 20°C. В зависимости от температуры нагрева выдержку варьировали от 40 мин до 60 мин, что позволило привести сплав в равновесное состояние. Охлаждение с температур нагрева проводили в воде, что соответствует скорости больше первой критической ($V^1_{\text{кр}}$), что обеспечивало подавление всех диффузионных процессов. За температуру начала $\beta \rightarrow \alpha$ -перехода принимали температуру, лежащую между минимальной температурой, при закалке с которой сохраняется однофазное β -состояние и максимальной температурой, при

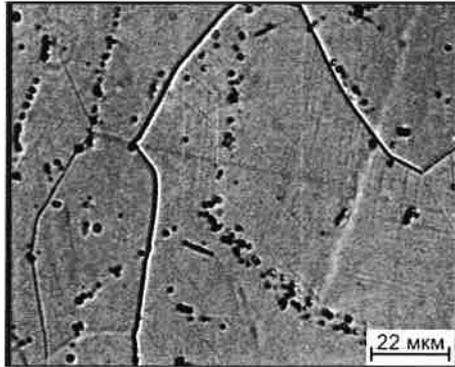
закалке с которой в структуре уже начинает выделяться частицы первичной α -фаза.

Проведенные металлографические исследования показали, что закалка образцов из сплава 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe) с температур 980° и 960°C позволяет зафиксировать однофазную структуру, представленную только полиэдрическими β - зёрнами, что говорит о подавлении не только полиморфного $\beta \rightarrow \alpha$ превращения, но и так же и о подавлении мартенситного $\beta \rightarrow \alpha''$ - превращения (рисунок 3.3 а). С понижением температуры нагрева под закалку до 940°C в структуре помимо β -фазы присутствует небольшое количество частиц первичной α -фазы, что свидетельствует о непосредственной близости данной температуры к температуре полиморфного превращения исследуемого сплава 1. Следует отметить, что выделение α -фазы в первую очередь начинается по границам β - зёрен и субграницам, которые характеризуются повышенной концентрацией дефектов кристаллического строения (рисунок 3.3 б). Дальнейшее понижение температуры нагрева под закалку до 920°C приводит увеличению количества частиц первичной α -фазы, причём их выделение происходит как по границам так и по телу β -зёрен (рисунок 3.3 в). В структуре образцов, закалённых с 900°C, наблюдается увеличение как количества, так и размера α -частиц (рисунок 3.3 г). Так как сплав 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr) отличается от сплава 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe) только содержанием нейтральных упрочнителей, не оказывающих существенного влияния на температуру полиморфного превращения, то поэтому нагрев под закалку сплава 2 проводили в близком температурном интервале (950 °- 860°C), что и сплав 1.

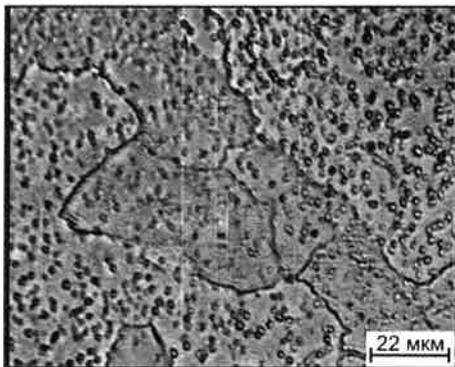
Анализ закалённых образцов сплава 4 показал аналогичную последовательность изменения формирующихся структур с понижением температуры нагрева под закалку. Так, структура образцов, закалённых с



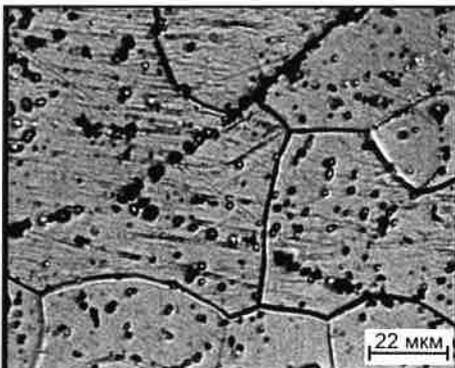
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.3 - Микроструктура образцов из сплава 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe) после закалки с температур: а) 960°C, б) 940°C, в) 920°C, г) 900°C

температур 950°, 930°, 910°C представлена одной β -фазой (рисунок 3.4 а, б). В образцах закалённых с 890°C, формируется уже $(\alpha+\beta)$ - структура с достаточно большим количеством α -фазы. Это свидетельствует о том, что данная температура лежит ниже температуры полиморфного превращения (рисунок 3.4 в). Закалка с температуры 870°C так же приводит к ещё большему увеличению количества α -фазы (рисунок 3.4 г).

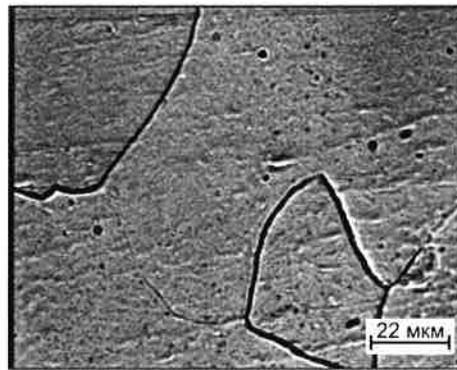
В сплав 5 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C), в отличие от выше рассмотренных, введено ещё 0,15%С, который является α - стабилизатором и достаточно сильно повышающим температуру полиморфного превращения, поэтому нагрев под закалку для этих образцов проводили в интервале температур от 1030°C до 870°C.

Проведенные исследования показали, что закалка образцов с температур 1030° и 1010°C приводит к подавлению полиморфного и мартенситного превращений в результате чего формируется однофазная β - структура (рисунок 3.5 а, б). Понижение температуры нагрева под закалку до 990°C приводит к выделению единичных первичных частиц α - фазы в β - фазе (рисунок 3.5 в). Можно предположить, что данная температура лежит вблизи температуры начала полиморфного превращения. Закалкой с температуры 970°C фиксируется двухфазная $(\alpha+\beta)$ - структура с ещё большим содержанием α -фазы (рисунок 3.5 г).

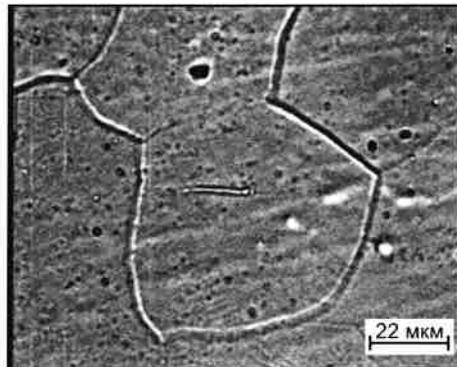
Таким образом, на основании проведенных исследований температура полиморфного превращения для опытных сплавов 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe) составила 950°C, для сплава 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr) - 900°C, а для сплава 5 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C) - 1000°C.

Помимо опытных сплавов для исследований были также выбраны промышленные псевдо β -титановые сплавы, имеющие примерно такую же систему легирования и молибденовый эквивалент (таблица 3.1).

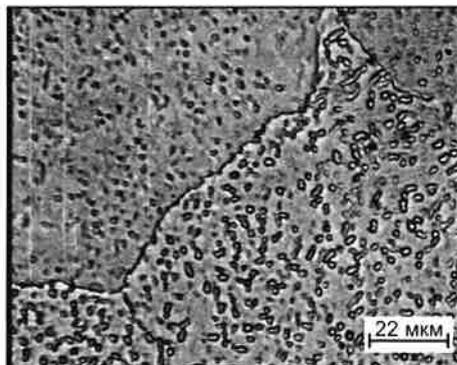
Методом пробных закалок для этих сплавов была определена температура полиморфного $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$ -превращения ($T_{\text{пн}}$).



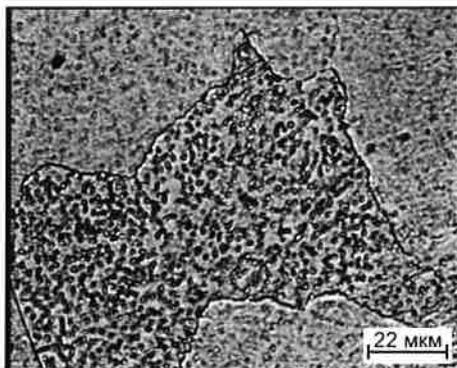
а)



б)

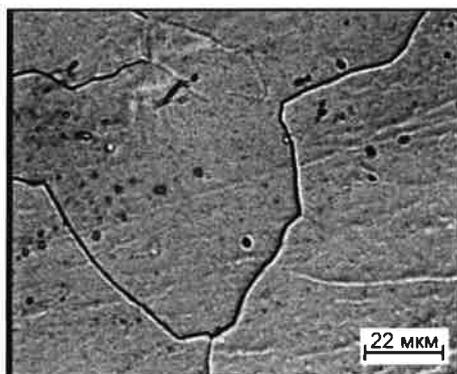


в)

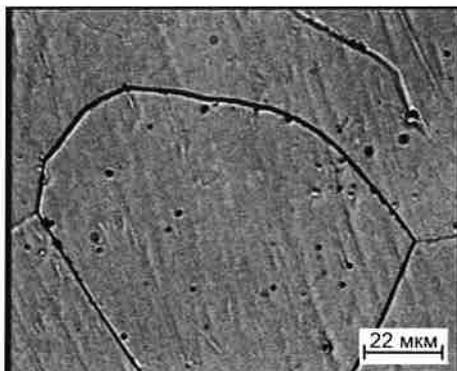


г)

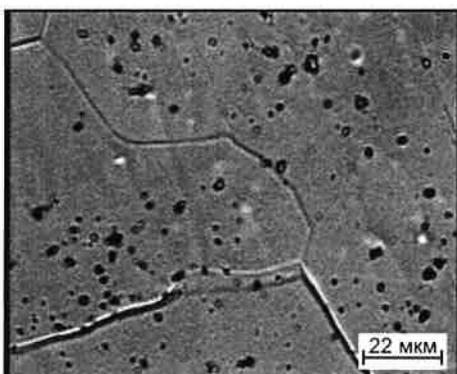
Рисунок 3.4 - Микроструктура образцов из сплава 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr) после закалки в воде с температур: а) 930°C, б) 910°C, в) 890°C, г) 870°C



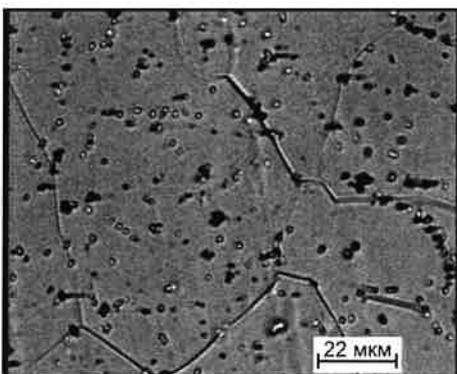
а)



б)



в)



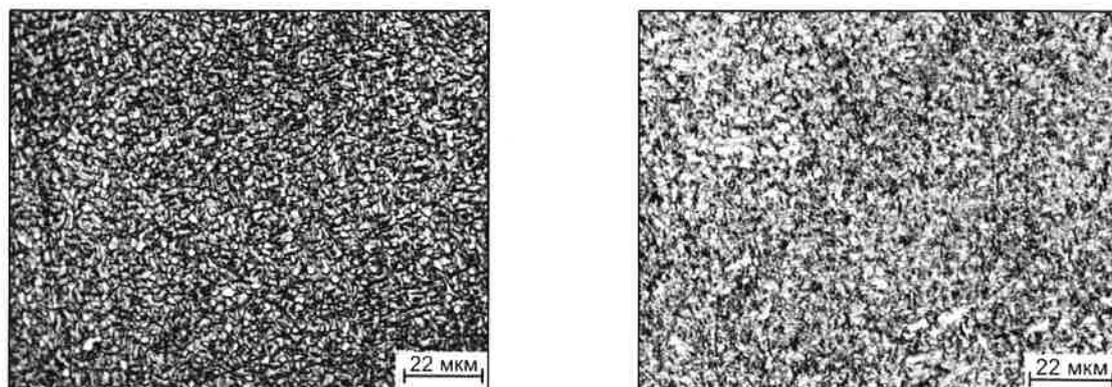
г)

Рисунок 3.5 - Микроструктура образцов из сплава 5 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C) после закалки в воде с температур: а) 1030°C, б) 1010°C, в) 990°C, г) 970°C

Исходная структура сплава VT22, полученного по промышленной технологии, характеризуется однородным распределением глобулярных частиц α -фазы в β -матрице (рисунок 3.6 а), твердость которого составила 34,0 ед. HRC. Исходная структура сплава Ti-5553 также представлена глобулярными частицами α -фазы на фоне β -фазы (рисунок 3.6 б) с твердостью 35,5 ед. HRC. Более высокие значения твердости сплава Ti-5553 обусловлены большим содержанием эвтектоидообразующего элемента хрома. Для выбора оптимальной температуры нагрева под закалку в первую очередь необходимо было определить температуру полиморфного превращения ($T_{пп}$). Для этого использовали метод пробных закалок. Образцы нагревали в интервале температур 800-950°C с шагом через 20°C и выдерживали от 40 мин до 1 часа в зависимости от температуры нагрева, для того чтобы успевали произойти все диффузионные процессы и после окончания изотермической выдержки проводили охлаждение в воде. С помощью металлографического и рентгеноструктурного анализов определялась температура $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ -превращения ($T_{пп}$).

Металлографические исследования показали, что закалка с температур 920° и 900°C образцов из сплава VT22 позволяет зафиксировать однофазную β -структуру, что подтверждается наличием только пиков β -фазы на дифрактограммах (рисунок 3.7 а). Снижение температуры нагрева под закалку до 880°, 860°C приводит к сохранению в структуре первичной α -фазы, что подтверждается наличием ее пиков на дифрактограммах (рисунок 3.7 б, в). Таким образом, температура $\alpha+\beta/\beta$ -перехода ($T_{пп}$) для сплава VT22 составила 890°C.

Металлографические и рентгеноструктурные исследования образцов из сплава Ti-5553 показали, что закалка с температур 890° и 870°C фиксирует однофазное β -состояние (рисунок 3.8 в), а при закалке с температур 850° и 830°C в структуре сохраняется первичная α -фаза (рисунок 3,8 г), что подтверждается наличием только пиков β -фазы на дифрактограммах и наличием пиков α - и β -фаз, соответственно. Количество α -фазы, увеличивается с уменьшением температуры нагрева под закалку, как и в сплаве VT22. Температура $\alpha+\beta/\beta$ -перехода ($T_{пп}$) для сплава Ti-5553 составила 860°C.



а)

б)

Рисунок 3.6 - Микроструктура образцов из промышленных сплавов ВТ22 (а) и Ti-5553 (б) в состоянии поставки

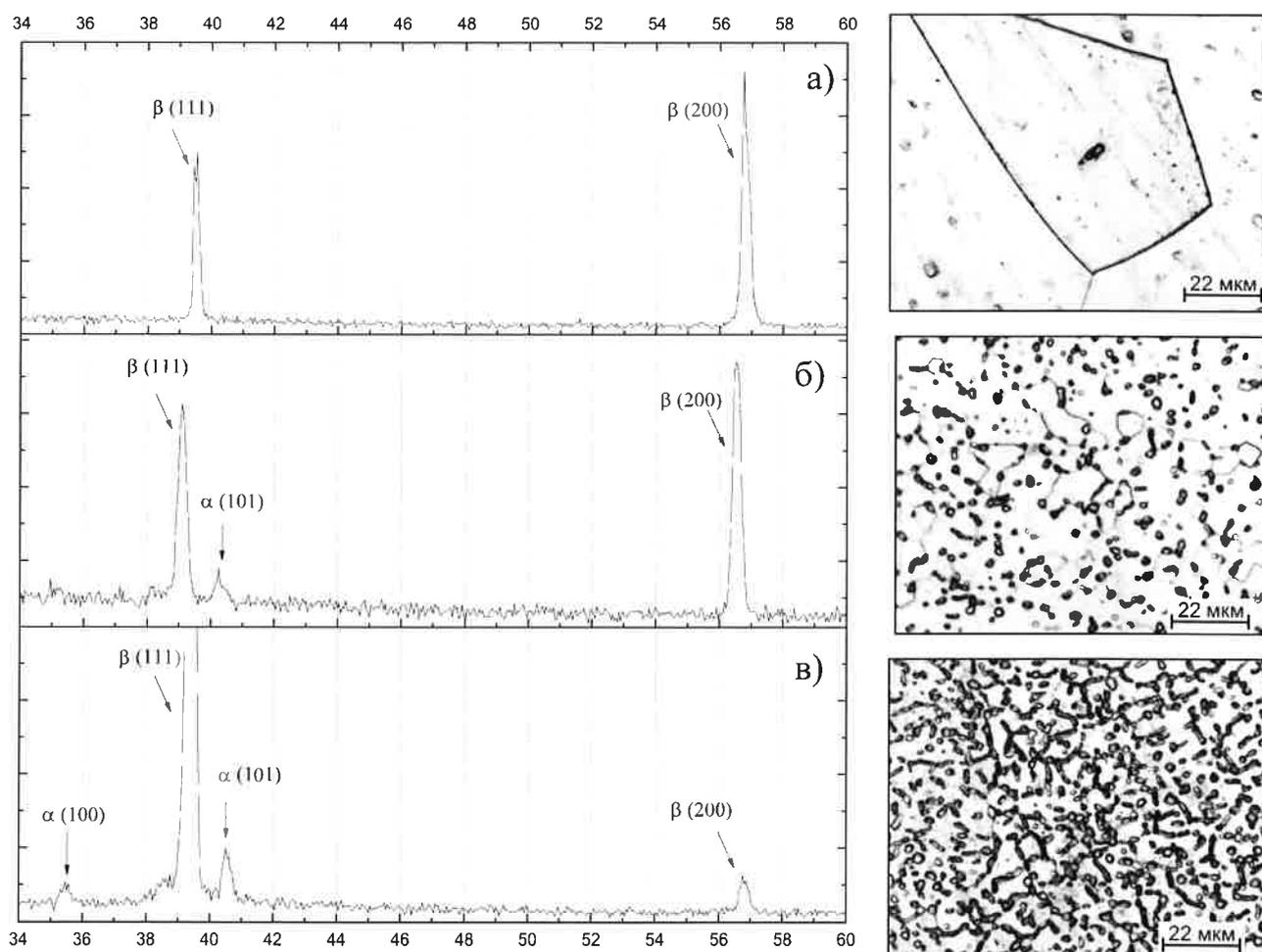


Рисунок 3.7 - Участки дифрактограмм и микроструктура образцов из сплава ВТ22 после закалки в воде с разных температур: а) 900°C, б) 880°C, в) 860°C

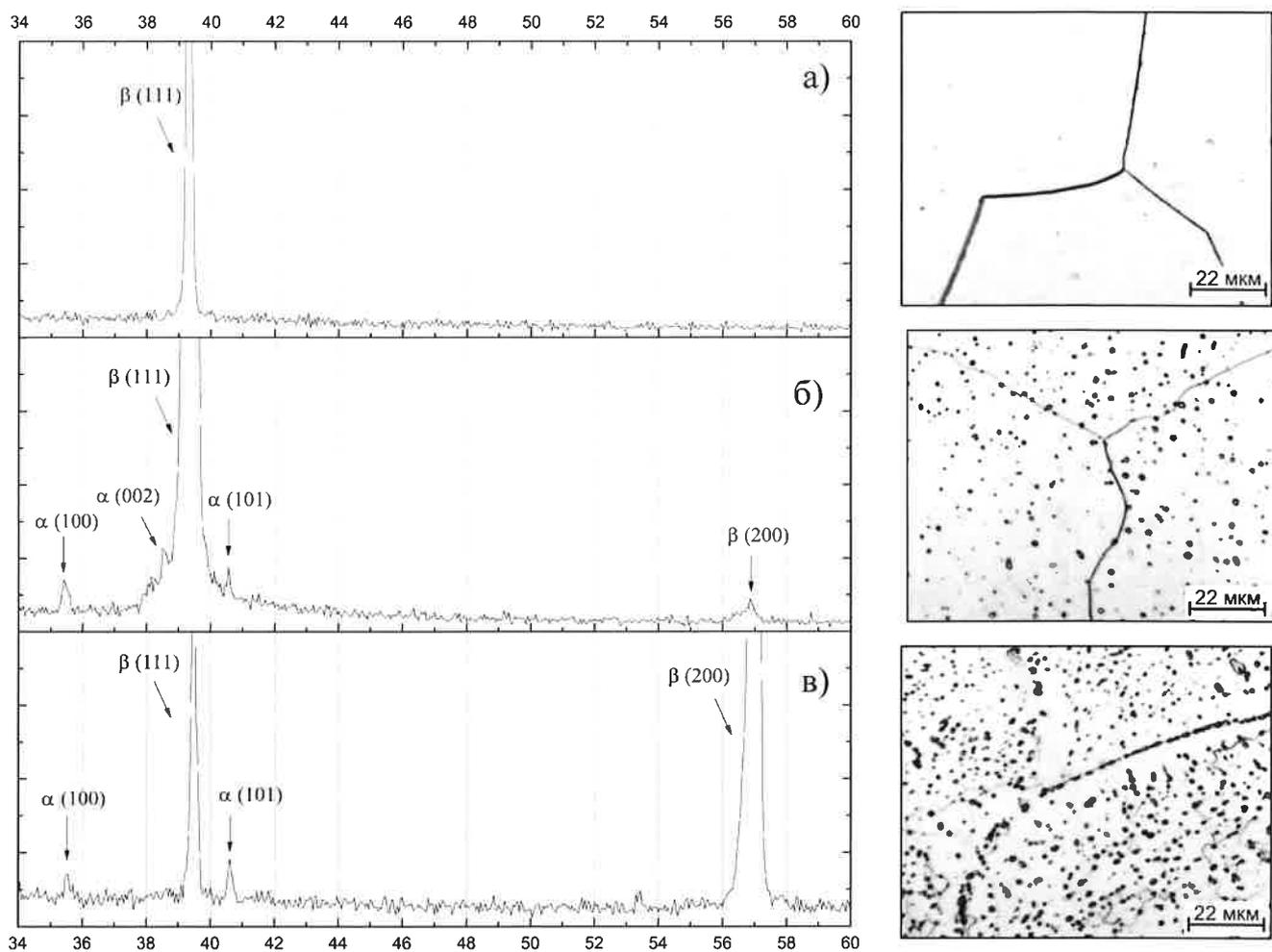


Рисунок 3.8 - Участки дифрактограмм и микроструктура образцов из сплава Ti-5553 после закалки в воде с разных температур: а) 870°C, б) 850°C, в) 830°C

Выводы по главе III

1. Легирование опытных псевдо β -титановых сплавов углеродом в количестве более 0,15 % масс. приводит к охрупчиванию и появлению трещин. Были определены составы для дальнейших исследований: Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe, Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr, Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C.

2. Исследована структура и фазовый состав опытных псевдо β -титановых сплавов в литом состоянии. Установлено, что добавление Sn и Zr приводит к некоторому торможению $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения и, соответственно, к уменьшению в структуре количества α -фазы. Показано, что сплав Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr имеет минимальную твердость (35,5 HRC), обусловленную практически только твердорастворным упрочнением, а для других сплавов – и дисперсным упрочнением, что обусловлено высокими значениями твердости (до 48 HRC).

3. Исследована структура и твердость опытных сплавов послековки при температуре 900°C. Показано, что деформация в верхнем температурном интервале ($\alpha+\beta$)- области приводит к формированию однотипной структуры с примерно одинаковыми значениями твердости порядка 40 HRC.

4. Определена температура полиморфного $\beta/(\alpha+\beta)$ -перехода опытных и промышленных титановых сплавов для дальнейших исследований.

ГЛАВА IV. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ВАКУУМНОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТОК НА ОБЪЕМНУЮ И ПОВЕРХНОСТНУЮ СТРУКТУРУ ПСЕВДО β -ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

4.1 Влияния температуры нагрева и времени выдержки на изменение твердости псевдо β -титановых сплавов

Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов, включающая закалку и последующее старение, позволяет повысить твердость сплавов более чем на 15-20 ед.НРС по сравнению с отожжённым состоянием [121, 122]. Поэтому на следующем этапе работы было исследовано влияние температурно-временных параметров закалки и старения на фазовый состав, структуру и свойства псевдо β - титановых сплавов.

Авторами работ [123-125] показано, что для некоторых высоколегированных титановых сплавов упрочняющая термическая обработка, включающая закалку с температуры ниже температуры полиморфного превращения, также может обеспечить более высокие характеристики прочности, чем закалка из β -области с последующим старением, что обусловлено сохранением в материале напряжений, связанных с повышенной концентрацией дефектов кристаллического строения.

Поэтому для закалки было выбрано две температуры нагрева, лежащие, соответственно, в однофазной β - области и в двухфазной ($\alpha+\beta$)-области. Во избежание сильного роста β - зерна нагрев в β - области проводили не более чем на 10°C выше температуры полиморфного превращения ($T_{\text{пн}}$) исследуемых сплавов. Из двухфазной области закалку сплавов проводили при температуре на (30-50)°C ниже температуры полиморфного превращения (таблица 4.1). На рисунке 4.1 представлена структура сплавов после закалки. Проведённые металлографические исследования показали, что все сплавы, закаленные из β -области, имели однотипную структуру, состоящую из

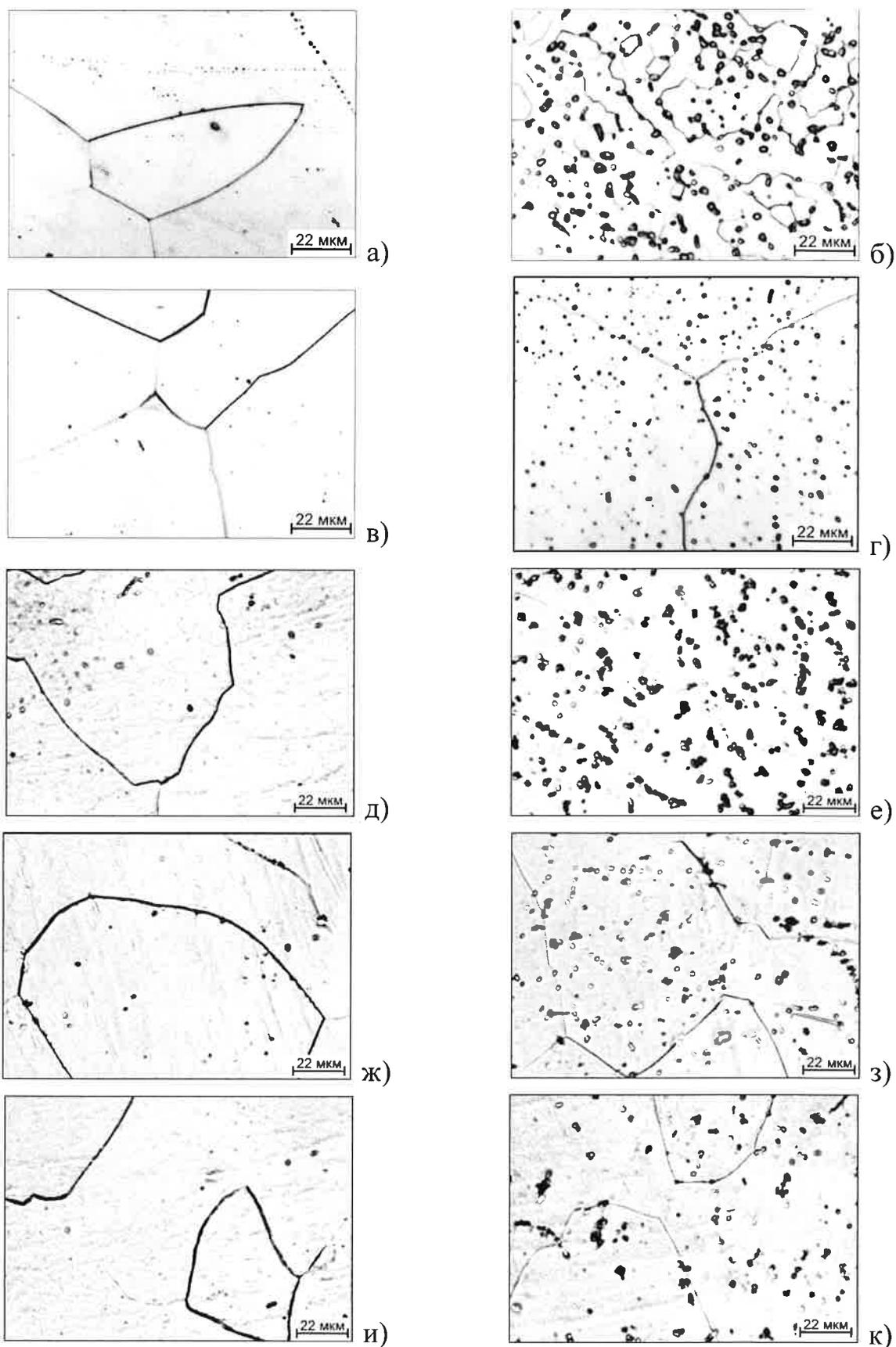


Рисунок 4.1 - Структура образцов из сплавов ВТ22 (а, б), Ti-5553 (в, г), сплава 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe) (д, е), сплава 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr) (ж, з) и сплава 5 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C) (и, к) после закалки из β -области (а, в, д, ж, и) и из $(\alpha+\beta)$ -области (б, г, е, з, к)

равноосных β -зерен (рисунок 4.1 а, в, д, ж, и). Структура сплавов после закалки из $(\alpha+\beta)$ -области, вблизи температуры полиморфного превращения, так же схожая и представлена β - зёрнами с равномерно расположенными первичными глобулярными частицами α - фазы (рисунок 4.1 б, г, е, з, к). В соответствии со структурой изменяется и твёрдость исследуемых сплавов. Так, твердость сплавов после закалки из β -области низкая и определяется степенью легирования β -твердого раствора, т.е. твердорастворным упрочнением, поэтому чем больше в составе сплава β -эвтектоидообразующих стабилизаторов и углерода, тем выше твердость закаленного сплава (таблица 4.2). После закалки из $(\alpha+\beta)$ -области твердость сплавов повышается, так как еще добавляется вклад дисперсионного упрочнения от α - частиц (таблица 4.2).

Таблица 4.1 - Температура нагрева под закалку в зависимости от химического состава сплава

Сплав	Состав	Т _{пл} , °С	Температура закалки (°С)	
			β - область	$(\alpha+\beta)$ - область
BT22	Ti-5,7Al-5,5V-5,5Mo-1,5Cr-1,5Fe	890	900	840
Ti-5553	Ti-5,12Al-4,7V-4,7Mo-2,5Cr-0,5Fe	860	870	810
Сплав 1	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe	950	960	900
Сплав 4	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr	900	910	850
Сплав 5	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C	1000	1010	950

На следующем этапе работы было исследовано влияние температуры и времени старения на кинетику распада β -фазы в промышленных (BT22 и Ti-5553) титановых сплавах после закалки из β - и $(\alpha+\beta)$ -областей.

При старении ниже 450°С за счет низкой скорости диффузии медленно протекают процессы распада β -фазы, а при нагреве выше 550°С активизируются процессы роста α -частиц. Поэтому старение проводили в интервале температурах от 450°С до 550°С. Суммарное время

изотермической выдержки при каждой выбранной температуре составило 100 часов. О степени распада β -фазы судили по изменению количества частиц α -фазы в структуре, а о степени упрочнения - по изменению твёрдости. Текущий контроль структуры, фазового состава и твёрдости при каждой температуре старения на начальных этапах проводили через каждый час, далее через 5 часов, а после 60-ти часовой выдержки – через каждые 10 часов. Измерения твердости проводили на методу Роквелла с нагрузкой 150 кгс.

Таблица 4.2 – Значения твердости образцов из опытных и промышленных сплавов в зависимости от температуры нагрева под закалку

Сплав	Состав	Q α , %	Твёрдость (ед.НRC) после закалки из	
			β -области	($\alpha+\beta$)-области
BT22	Ti-5,7Al-5,5V-5,5Mo-1,5Cr-1,5Fe	30	32,5	33,5
Ti-5553	Ti-5,12Al-4,7V-4,7Mo-2,5Cr-0,5Fe	45	27,5	31,5
Сплав 1	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe	25	29,0	32,5
Сплав 4	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr	16	34,0	38,0
Сплав 5	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C	15	35,0	36,5

Проведённые исследования показали, что в процессе старения промышленных титановых сплавов BT22 и Ti-5553, предварительно закалённых из однофазной β -области, при всех температурах распад β - фазы начинается с выделением α - частиц в течение первых 5 часов, но протекает с разной интенсивностью (рисунок 4.2 и 4.3). При этом интенсивность выделения α -фазы определяется температурой старения и степенью легированности сплава. Так, самая высокая скорость распада β -фазы для обоих сплавов наблюдается при температуре старения 550°C (рисунок 4.2 а, б; 4.3 а, б). Снижение температуры старения приводит резкому торможению

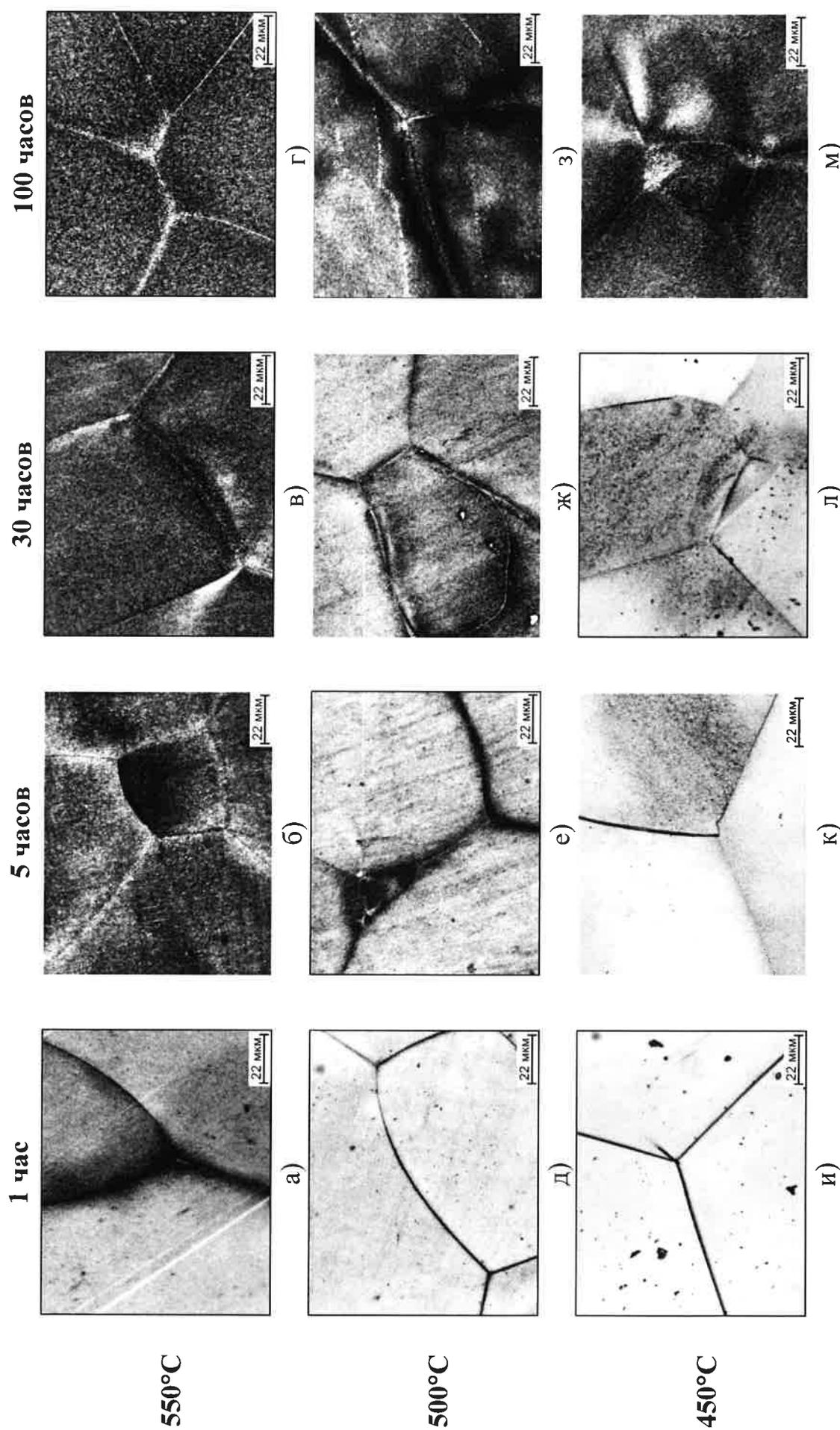


Рисунок 4.2 – Микроструктура образцов из сплава VT22, закаленных из β -области, после старения при различных температурах и временах выдержки

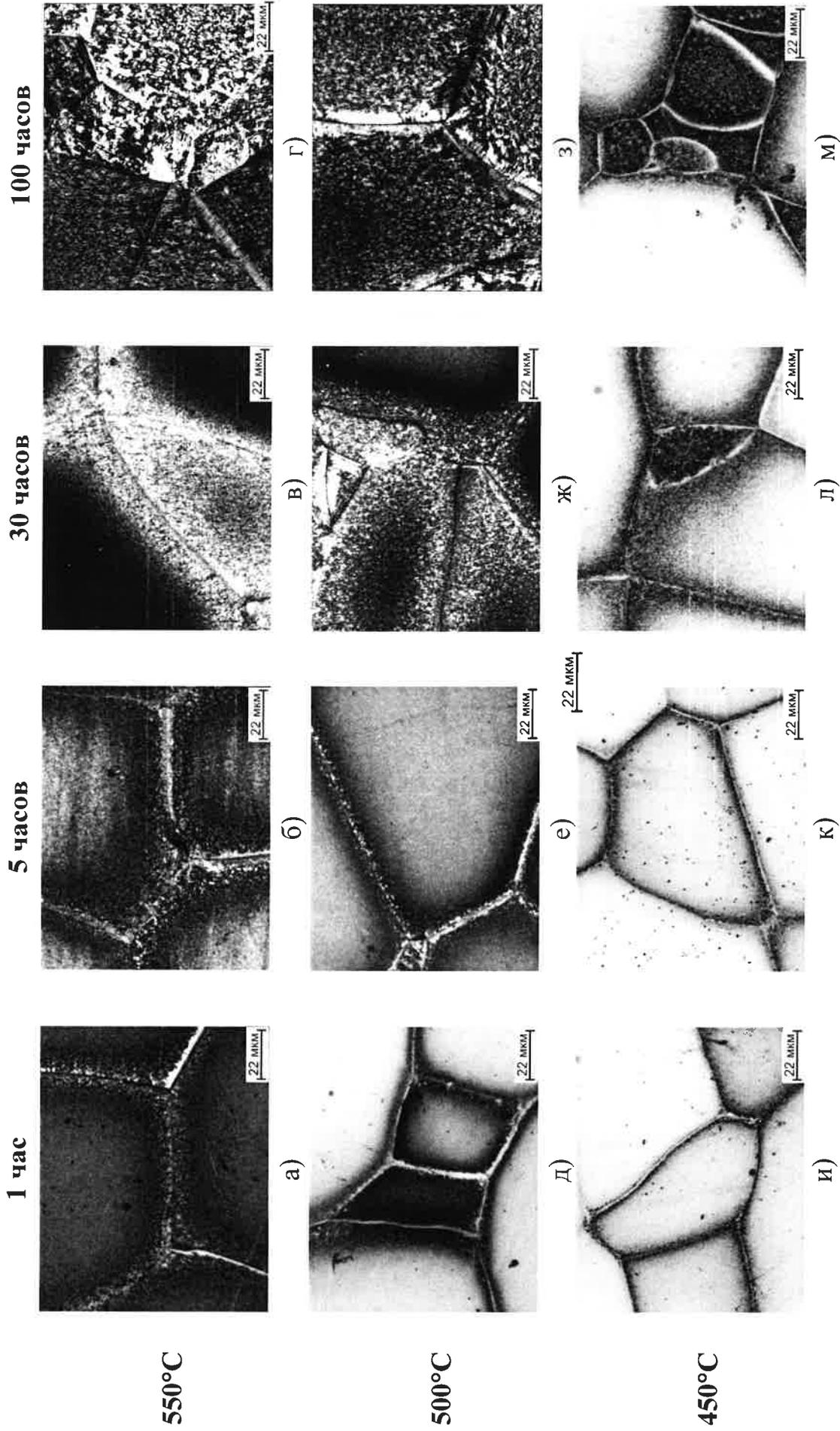


Рисунок 4.3 – Микроструктура образцов из сплава Ti-5553, закаленных из β -области, после старения при различных температурах и временах выдержки

процессов распада β -фазы (рисунок 4.2 и, д; 4.3 и, д). Следует так же отметить, что в связи с тем, что сплав Ti-5553 более легирован β -стабилизаторами ($[Mo]_{\text{экв}}=11,8$) по сравнению со сплавом VT22 ($[Mo]_{\text{экв}}=13,9$), то процесс распада β - фазы в образцах из сплава VT22 при одинаковых температурах протекает существенно интенсивнее и уже при выдержки в течение 1 часа в структуре наблюдается заметное количество α -частиц (рис 4.2 а, д, и; 4.3 а, д, и). Кроме того, выделение α -фазы по объёму β -зёрен идёт достаточно неоднородно, что выражается в присутствии в структуре β -зёрен, в которых уже начался распад, так и зёрен еще свободных от выделений, что, вероятно, связано с микрохимической неоднородностью сплавов [126, 127]. Причем, если в сплаве VT22 данный эффект наблюдается только в процессе старения при температуре 500°C, который уменьшается с увеличением времени выдержки (рисунок 4.2 а-г), то для сплава Ti-5553 он характерен для всех температур старения и наиболее явно данный эффект проявляется при старении при температуре 450°C (рисунок 4.3 и-м). На микроструктуре это выражается в повышенной травимости как тела отдельных β -зёрен (рисунок 4.2 л; 4.3 м) так и их границ (рисунок 4.2 ж; 4.3 д).

Увеличение продолжительности старения при всех температурах приводит к активации процесса распада β -фазы. При этом в обоих исследуемых сплавах при температуре 550°C наблюдается более равномерное выделение α -частиц и после 5-ти часовой выдержки в структуре отсутствуют зёрна свободные от выделений (рисунок 4.2 б, 4.3 б). Дальнейшее старение приводит к увеличению степени распада, а после 30-ти часовой выдержки наблюдается незначительное укрупнения α -частиц (рисунок 4.2 г, 4.3 г). При этом размер частиц α -фазы в сплаве Ti-5553 крупнее по сравнению со сплавом VT22 (рисунок 4.2 г, м; 4.3 г, м). В процессе старения в течение следующих 70-ти часах существенных изменений на степень распада β -фазы не наблюдается (рисунок 4.2 г; 4.3 г).

При старении при температуре 500°C и 450°C сохраняется общая закономерность неоднородного распада β -фазы, протекающая с меньшей скоростью.

При этом неоднородность распада β -фазы в процессе старении при 450°C сохраняется вплоть до 100 часов. Так же, следует отметить, что наблюдается диспергация выделяющихся α -частиц (рисунок 4.2 е, к; 4.3 е, к). Наибольшая степень распада β -фазы после старения при 500°C наблюдается в течение 20 часов у сплава ВТ22 и 25 часов у сплава Ti-5553 (рисунок 4.2 ж; 4.3 ж). А при температуре 550°C максимальный распад β -фазы у сплава ВТ22 достигается примерно после 10 часов старения (рисунок 4.2 а-г; 4.3 а-г). Дальнейшее увеличение времени выдержки при старении существенного изменения количество выделяющихся α - частиц и на их размер не оказывает.

Описанные изменения в структуре состаренных образцов из сплавов ВТ22 и Ti-5553 находят отражение и в изменении их твёрдости (рисунок 4.4). Самый интенсивной прирост твёрдости наблюдается после выдержки в течении первого часа при всех температурах старения. Причём чем ниже температура старения, тем дисперснее α -частицы и тем выше степень упрочнения сплава по сравнению с закалённым состоянием, что объясняется с преобладанием процессов выделения α -частиц над процессами их роста. Так, через 1 час старения при 550°C твёрдость возросла на 14 ед. HRC; при 500°C на 13 ед. HRC; и при 450°C на 11 ед. HRC. Увеличение времени старения до 5 часов при всех температурах старения сохраняет общую закономерность упрочнения, однако интенсивность упрочнения снижается и составляет 0,2 ед. HRC/час при 550°C; 0,2 ед. HRC/час при 500°C и 0,3 ед. HRC/час при 450°C (рисунок 4.4). Постепенное увеличение продолжительности старения до 10 часов при всех температурах сохраняется общая тенденция к повышению твёрдости, но интенсивность её увеличения снижается в 5 раз и составляет примерно 0,03 ед. HRC/час (рисунок 4.4).

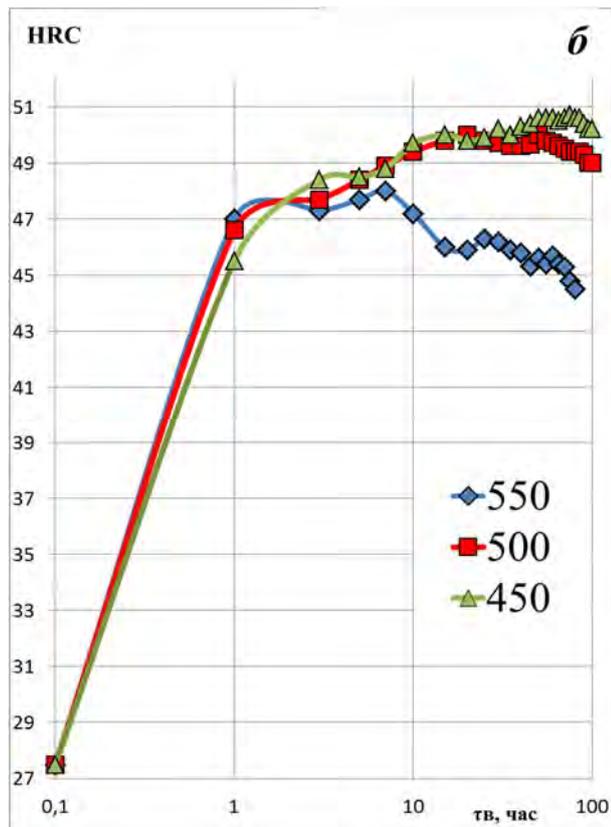
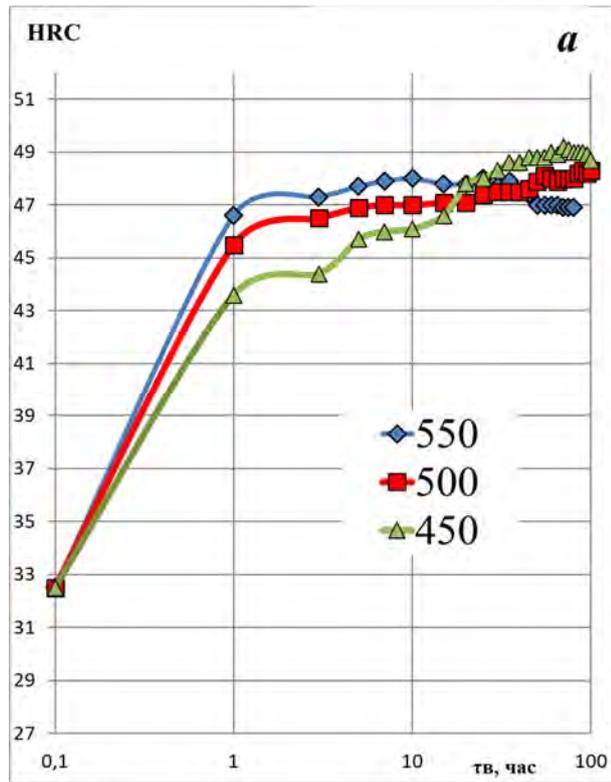


Рисунок 4.4. - Влияние температуры старения и времени выдержки на изменение твердости образцов из сплавов VT22 (а) и Ti-5553 (б), предварительно закаленных из β -области

Дальнейшее увеличение времени выдержки до 30 часов приводит к увеличению твёрдости в среднем всего на 0,5 ед. HRC до значений 47,5-48,0 ед. HRC. В течение следующих 70-ти часов старения при всех температурах существенных изменений в уровне твёрдости не происходит.

Следует отметить, что для сплава VT22 старение в интервале температур от 550°C до 450°C даёт примерно одинаковое упрочнение с повышением твёрдости до 47-49 ед. HRC (рисунок 4.4 а). В то время как у сплава Ti-5553 наибольший эффект упрочнения с твёрдостью 50 ед. HRC достигается только при старении при температурах 500°C и 450°C, а старение при 550°C обеспечивает максимальную твёрдость на уровне 48,0 ед. HRC (рисунок 4.3 б).

Рентгеноструктурный анализ показал, что в образцах из титанового сплава Ti-5553 после старения при 450 °C, предварительно закаленных из β -области, накапливаются микронапряжения, которые не снимаются при данной температуре, что видно на дифрактограммах в виде размытости пиков (рис 4.5 г, д, е). С увеличением температуры старения до 550°C выделяется α -фаза, напряжения снимаются (рисунок 4.5 а, б, в). С увеличением времени выдержки при старении наблюдается распад β -фазы с образованием дисперсной α -фазы, на дифрактограммах появляются четкие пики α -фазы.

Проведённые металлографические исследования показали, что для промышленных титановых сплавов VT23 и Ti-5553, закаленных из $(\alpha+\beta)$ -области, процесс распада β - фазы протекает более однородно (рисунок 4.6 и 4.7). Структура образцов после старения представлена β -фазой, первичными глобулярными частицами α -фазы, сохранившимися в структуре при нагреве под закалку, и вторичными дисперсными частицами α -фазы (в виде серого фона), выделяющимися при распаде β -фазы. Следует отметить, что для обоих сплавов визуально степень распада β -фазы в процессе изотермической

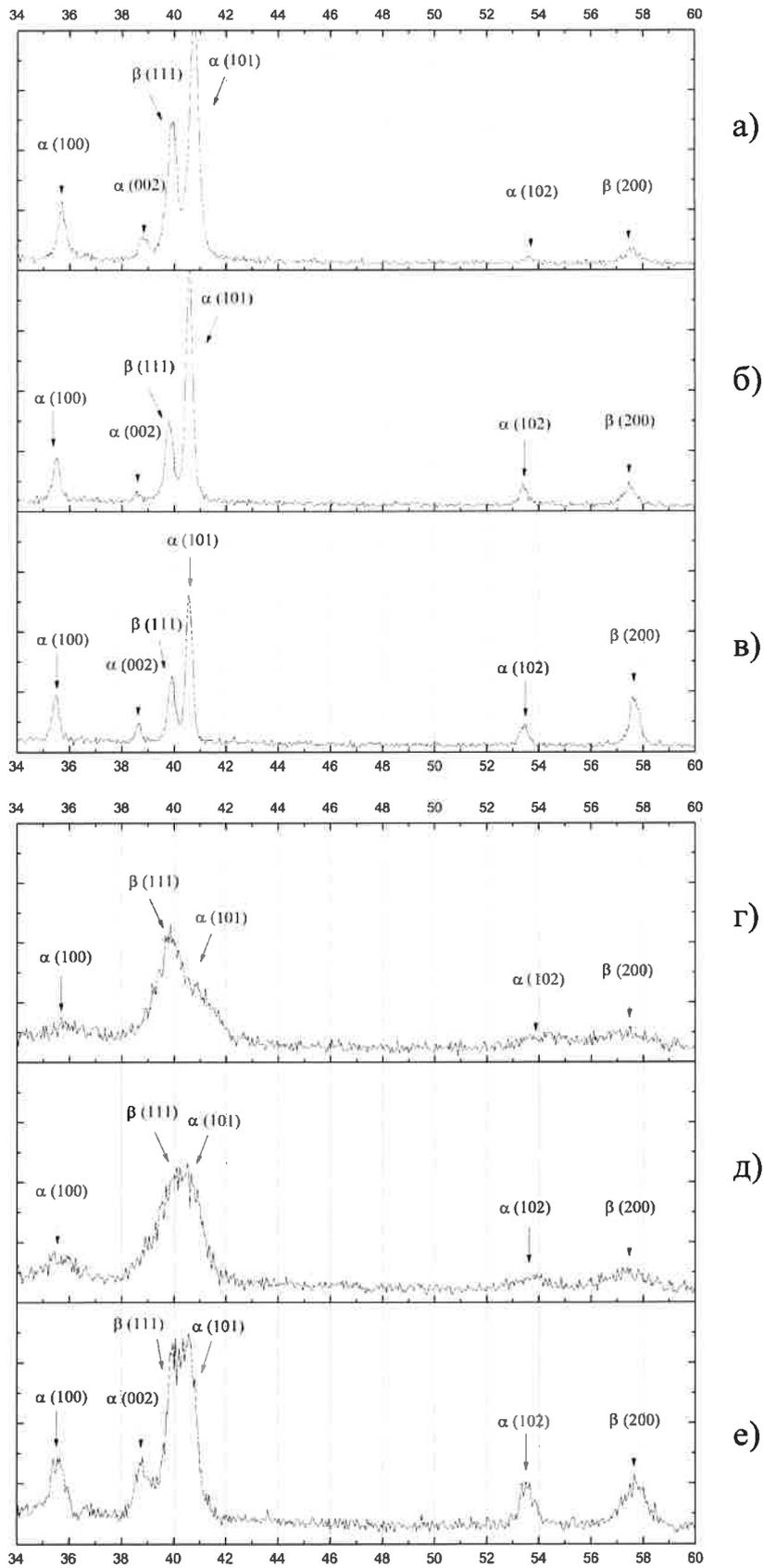


Рисунок 4.5 - Участки дифрактограмм образцов из сплава Ti-5553 после старения при 550°C(а, б, в) и 450°C (г, д, е) в течение 1 часа (а, г), 5 часов (б, д) и 30 часов (в, е)

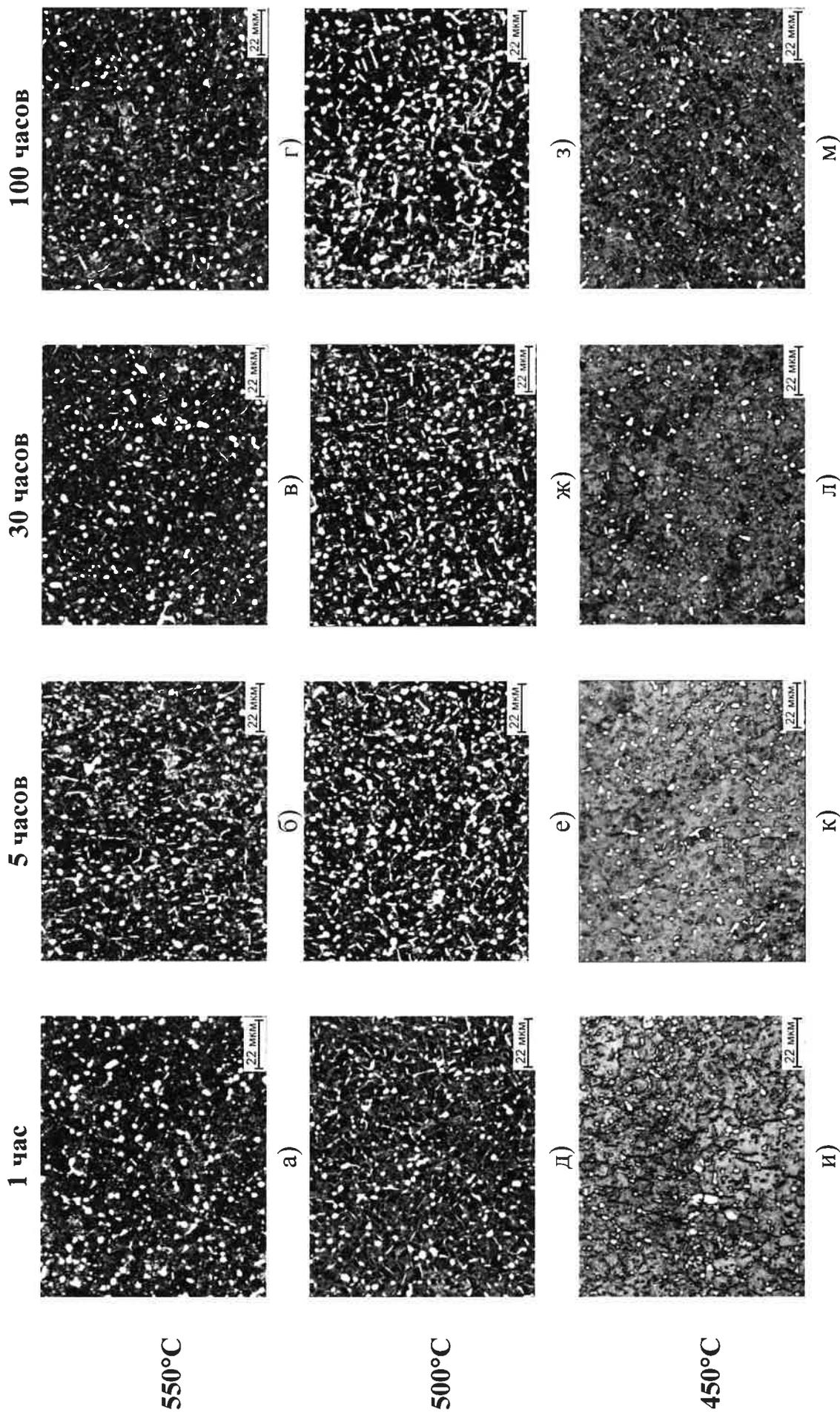


Рисунок 4.6 – Микроструктура образцов из сплава VT22, закаленных из ($\alpha+\beta$)-области, после старения при различных температурах и временах выдержки

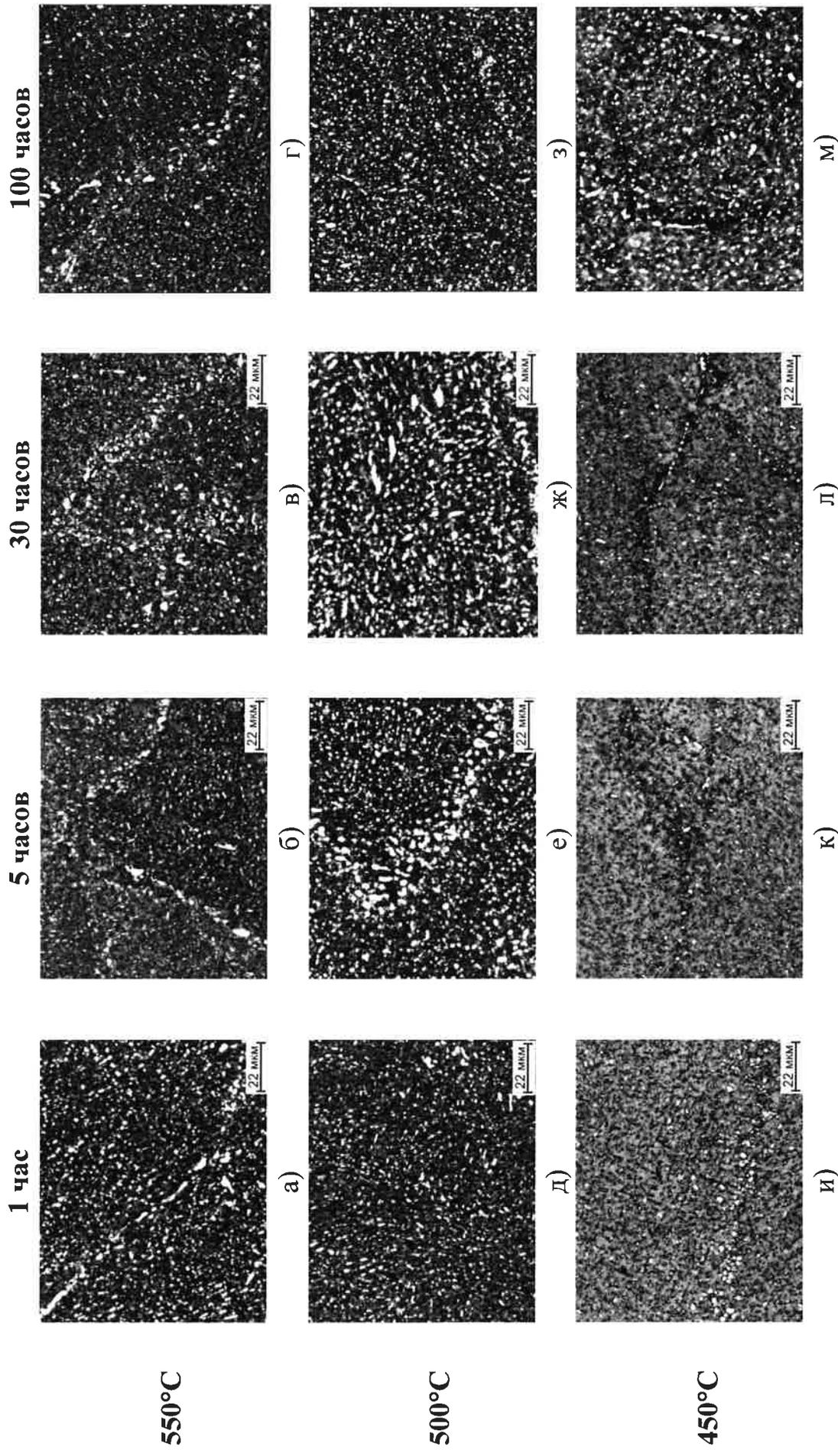


Рисунок 4.7 - Микроструктура образцов из сплава Ti-5553, закаленных из ($\alpha+\beta$)-области, после старения при различных температурах и временах выдержки

выдержки при температурах старения 550°C и 500°C мало различима (рисунок 4.6 а-з; 4.7 а-з). В процессе старения при температуре 450°C выделяющиеся вторичные частицы α - фазы значительно дисперснее в сравнении с частицами, образующимися при температурах старения 550°C и 500°C.

Кроме того, распад β -фазы происходит более равномерно, на что указывает отсутствие участков β -фазы, свободных от α - частиц (рисунок 4.6 и-м; 4.7 и-м). После изотермической выдержки в течение 5 часов при температурах старения 550°C и 500°C отмечается незначительное укрупнение выделяющихся α -частиц, а при температуре старения 450°C наблюдается локальное увеличение травимости, что свидетельствует об увеличении распада β -фазы. После выдержки в течение 20-35 часов при всех температурах старения достигается максимальная степень распада β -фазы и наблюдается рост выделившихся вторичных α -частиц продолжающийся в плоть до 100 часов (рисунок 4.6 г, з, м; 4.7 г, з, м). Описанные изменения в структуре образцов из сплавов VT22 и Ti-5553, закалённых из двухфазной ($\alpha+\beta$)-области и состаренных в интервале температур от 550°C до 450°C, находят отражение и в изменении их твёрдости. Так через 1 час при температуре старения 550°C твёрдость повысилась на 11,0 ед. HRC; при 500°C на 12,5 ед. HRC; 450°C на 9,0 ед. HRC. В последующие 4 часа старения средняя скорость изменения твёрдости снижается и составляет 2,7 ед. HRC/час, а при дальнейшем увеличении времени выдержки – 0,9 ед. HRC/час (рисунок 4.8).

Таким образом, для обоих промышленных сплавов интенсивный рост твёрдости при всех температурах старения наблюдается в первые 5 часов выдержки с достижением максимальной твердости через 30 часов для сплава VT22 и через 25 часов - для сплава Ti-5553. Дальнейшее увеличение времени старения до 100 часов практически не приводит к изменению твердости,

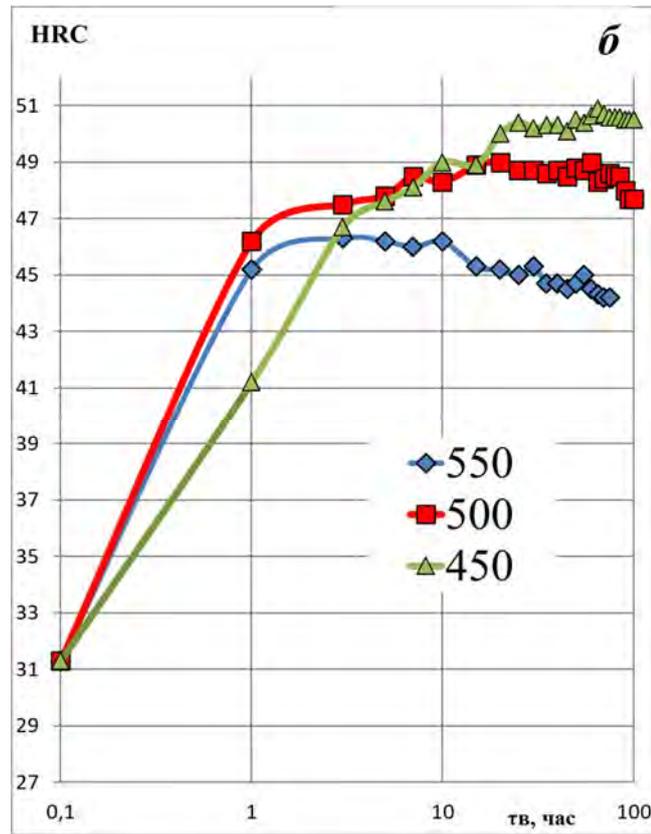
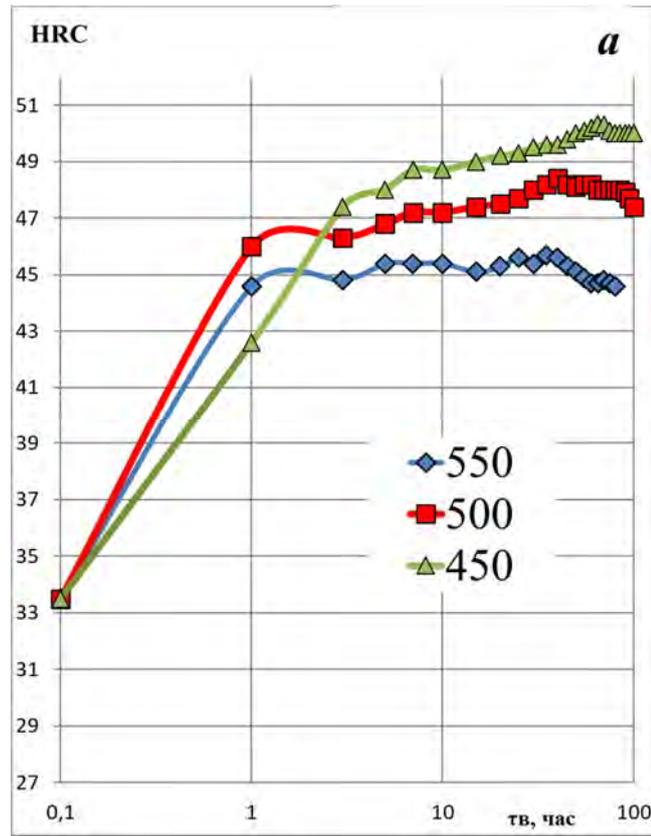


Рисунок 4.8 - Влияние температуры старения и времени выдержки на изменение твердости образцов из сплавов VT22 (а) и Ti-5553 (б), предварительно закаленных из $(\alpha+\beta)$ -области

которое сохраняется на уровне 48,0 - 50,0 ед. HRC (рисунок 4.8). Следует отметить, что старение при 550°C достигается самая минимальная твёрдость порядка 45,0 ед. HRC. Закалка промышленных титановых сплавов из ($\alpha+\beta$)-области позволяет получить более высокие значения твердости.

На основе анализа данных металлографических исследований и измерения твёрдости, показывающим как полноту и равномерность распада β - фазы, так и достигаемый эффект упрочнения, для промышленных титановых сплавов VT22 и Ti-5553, независимо от температурной области закалки, наиболее оптимальными температурами старения являются температуры 450° и 500°C, обеспечивающие достижение значений твёрдости на уровне 49,0 - 50,5 ед. HRC.

На следующем этапе работы, принимая во внимания результаты исследований, проведённых на промышленных титановых сплавах VT22 и Ti-5553, опытные титановые сплавы (сплав 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe), сплав 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr) и сплав 5 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr-0,15C)) подвергались старению только при температурах 500°C и 450°C с изотермической выдержкой до 30 часов. Следует отметить, что так как послековки структура сплавов схожа со структурой после закалки из ($\alpha+\beta$)-области, а так же имеет твёрдость порядка 40,0 - 41,5 ед. HRC, то для изучения кинетики распада β -фазы старение проводили на кованых образцах и на закалённых из β - и ($\alpha+\beta$)-областей.

Контроль фазового состава, структуры и твёрдости проводили через каждый час. Так как в сплавах может сохраниться высокий уровень напряжений, то измерения твердости проводили на методу Виккерса с нагрузкой 30 кгс, переводя полученные значения в единицы твёрдости по Роквеллу по шкале HRC.

Металлографические исследования опытных сплавов 1, 4 и 5 после старения при температурах 450°и 500°C показали, что кинетика распада β -фазы схожа с кинетикой распада рассмотренных промышленных титановых сплавов. Однако вторичные частицы α -фазы выделяются равномерно по

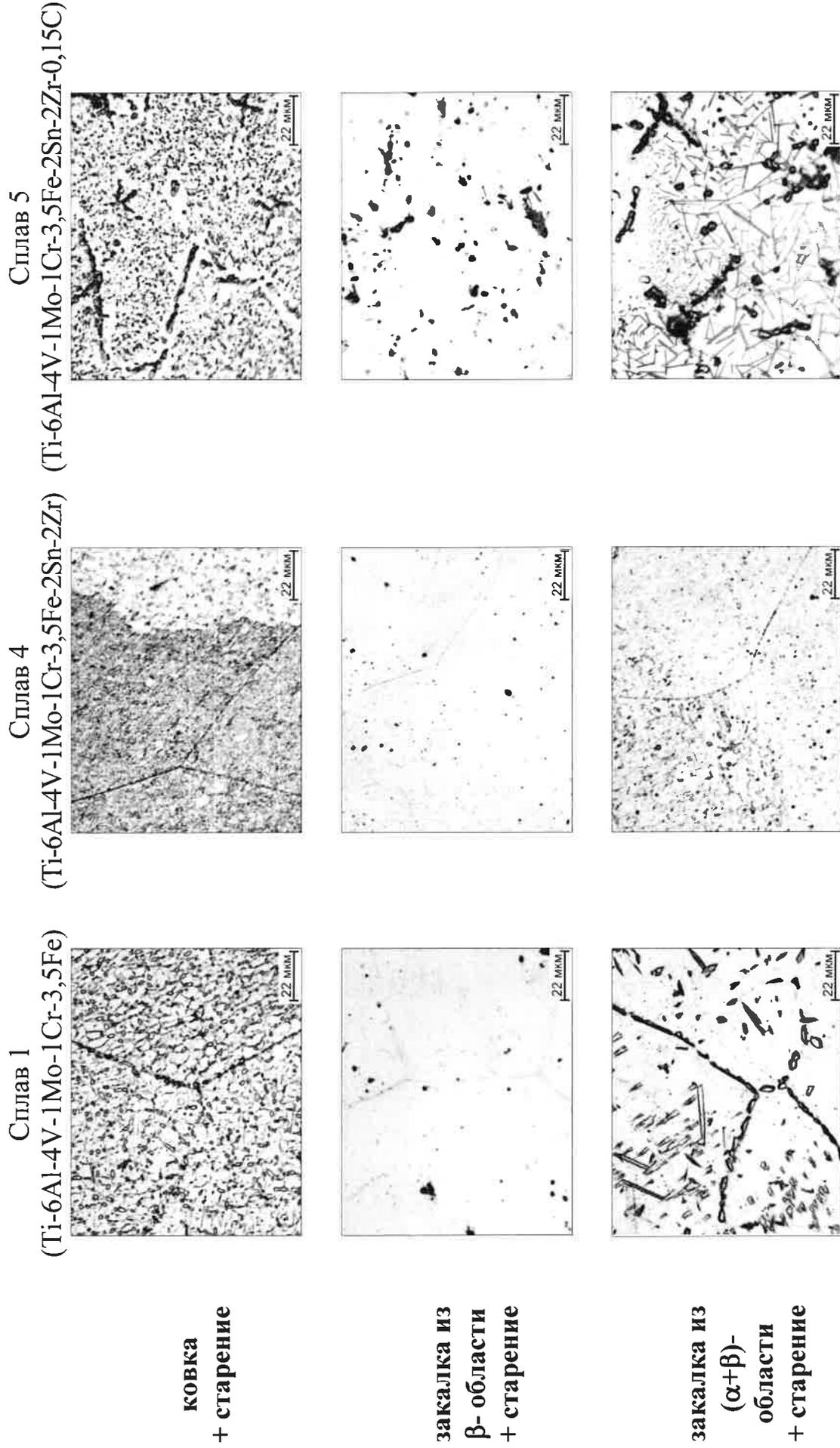
всему объёму β -зёрен и в очень дисперсном виде, что на фотографиях микроструктуре выглядит как серый фон (рисунок 4.9 и 4.10). Следует отметить, что наибольшая дисперсность α -фазы наблюдается на сплавах, состаренных при температуре 450°C независимо от предварительной обработки. Такие дисперсные частицы не только повышают твердость материала, но и создают высокий уровень напряжений. Так, при измерении твердость по методу Виккерса после 3 часов старения, из-за высокого уровня напряжений, даже при нагрузке 5 кг в образцах появляются микротрещины (рисунок 4.9). Поэтому дальнейшие исследования при температуре 450°C не проводилось.

Микроструктура опытных сплавов 1, 4 и 5 после старения при температуре 500°C в течение 30 часов в зависимости от состояния предварительной обработки представлена на рисунке 4.10.

Структура всех сплавов после старения представлена β - зёрнами, глобулярными первичными α - частицами, присутствующими в структуре после закалки и дисперсными α - частицами, выделяющимися в процессе распада β - фазы в случае предварительнойковки или закалки из ($\alpha+\beta$)- области.

Наиболее дисперсные α -частицы выделяются в сплаве 4 предварительно, закалённом из β - области.

На рисунке 4.11 показаны графики изменения твердости опытных титановых сплавов после изотермического старения при 500°C в зависимости от предварительной обработки. При измерении твердости по методу Виккерса на образцах из сплава 5 из-за высокого уровня напряжений появляются микротрещины, поэтому дальнейшие исследования на этом сплаве не проводились. Из представленных данных видно, что характер изменение твердости с увеличением времени выдержки опытных сплавов 1 и 4 схож с твердостью промышленных сплавов VT22 и Ti-5553, но протекает с

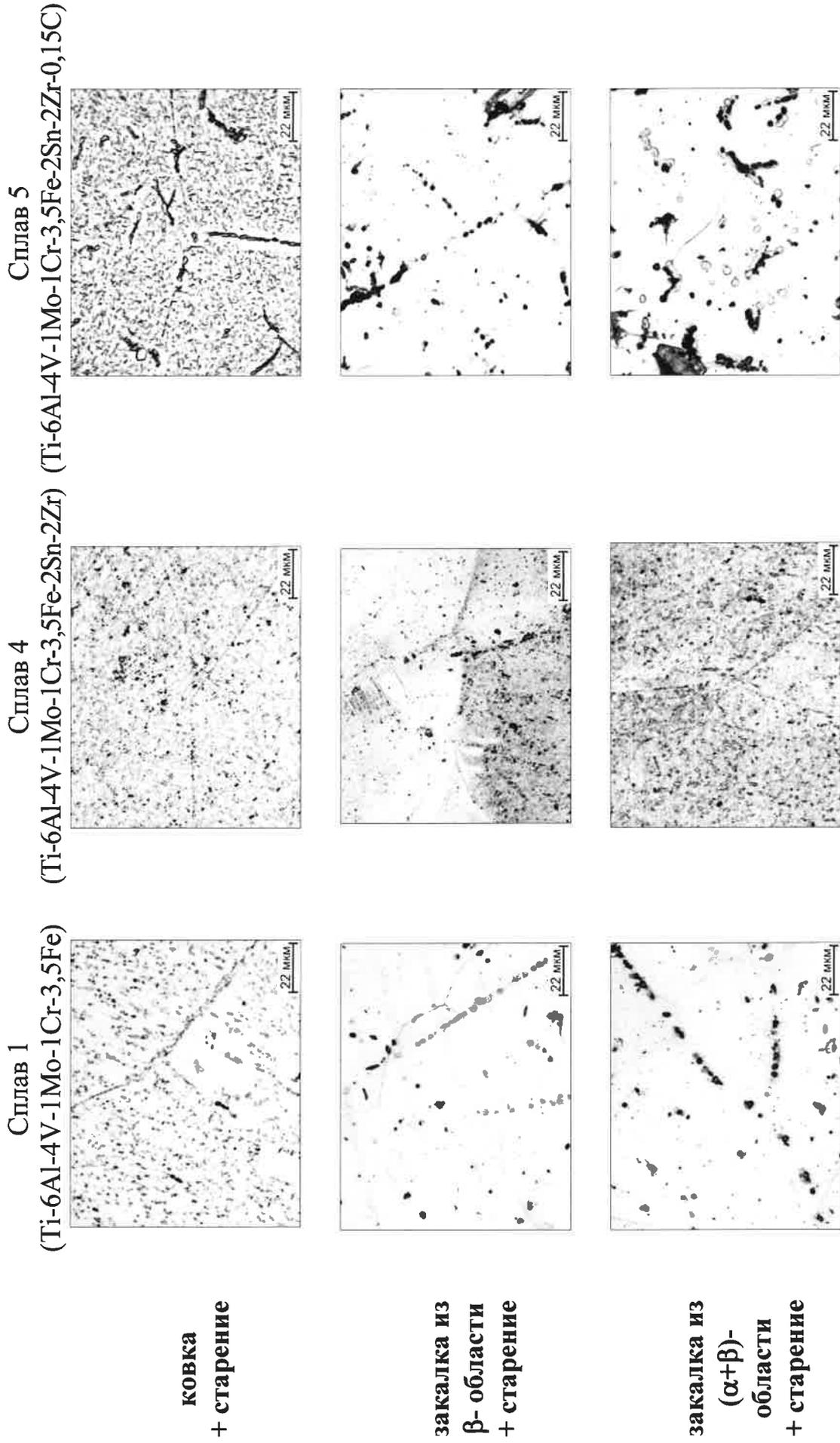


ковка
+ старение

закалка из
 β -области
+ старение

закалка из
 $(\alpha+\beta)$ -
области
+ старение

Рисунок 4.9 – Микроструктура образцов из опытных сплавов после старения при 450°C в течение 6 часов в зависимости от предварительной обработки



**ковка
+ старение**

**закалка из
β- области
+ старение**

**закалка из
(α+β)-
области
+ старение**

Рисунок 4.10 – Микроструктура образцов из опытных сплавов после старения при 500°C в течение 6 часов в зависимости от предварительной обработки

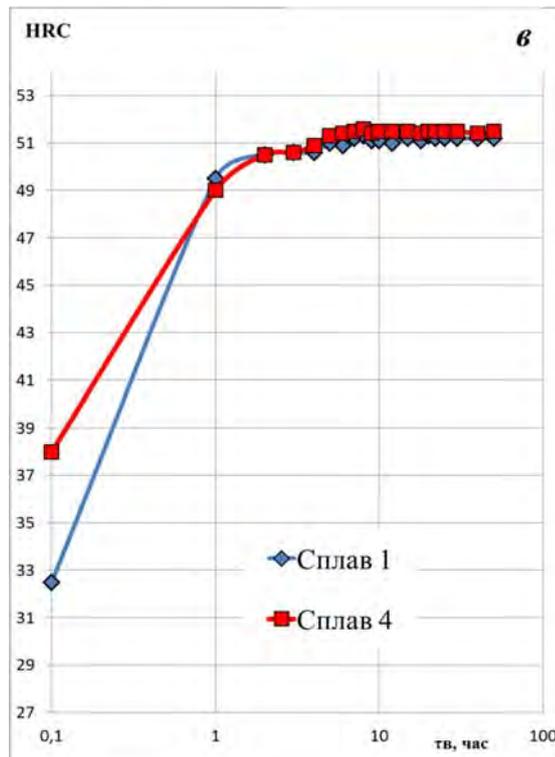
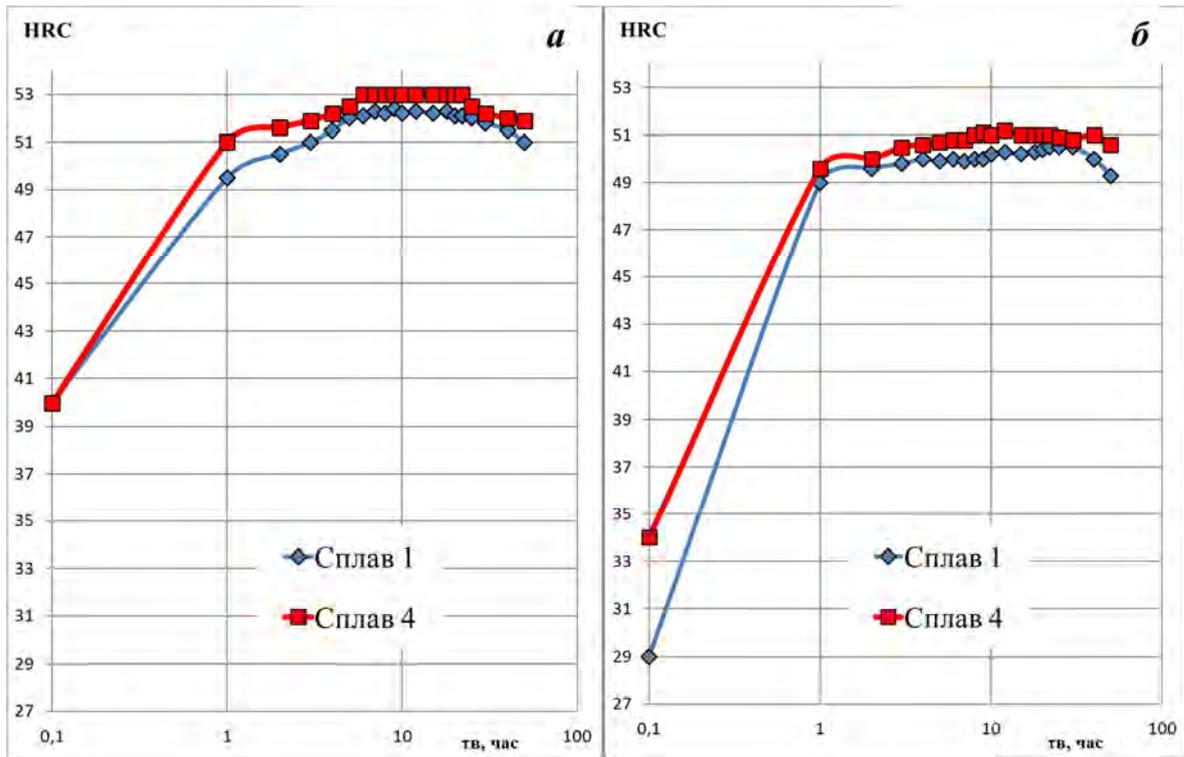


Рисунок 4.11 - Влияние химического состава и времени выдержки при старении при 500°C на изменении твердости образцов из опытных титановых сплавов 1 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe) и 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr) после различных видов предварительной обработки:ковки (а), закалки из β -области (б) и закалки из $(\alpha+\beta)$ -области

большой интенсивностью. Так, средняя скорость упрочнения за 1 час старения при 500°C опытных сплавов составила 10 ед. HRC/час для кованого состояния; 17,5 ед. HRC/час для закалки из β -области; – 14,5 ед. HRC/час для закалки из $(\alpha+\beta)$ - области, что в 1,4 раза быстрее, чем у промышленных сплавов. При этом для всех сплавов старение послековки и закалки из двухфазной $(\alpha+\beta)$ -области обеспечивает высокую твердость с близкими значениями в интервале от 52,5 до 54,0 ед. HRC (рисунок 4.11 а).

Разница в твердости между исследуемыми промышленными и опытными сплавами составляет не более 2-4 ед. HRC. Старение после закалки из однофазной β - области даёт меньшее упрочнение не более 51,0 ед. HRC, как было и в случае с промышленными сплавами.

Во всех случаях максимальное упрочнение достигалось после изотермической выдержки в течение 30 часов. Таким образом, исследования показали, что после старения при 500°C сплав 4 достигает наиболее значимого значения твердости, поэтому для дальнейших исследований мы выбрали сплав 4 (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr).

Как показали проведенные исследования максимальное упрочнение всех сплавов наблюдается после старения при 450°C, однако время достижения этих значений около 100 часов. Повышение температуры до 500°C существенно сокращает время достижения максимальной твердости, но эти значения на 1-2 ед. HRC ниже, чем после старения при 450°C. Поэтому на следующем этапе работы было исследовано изменение твердости образцов, предварительно закаленных из $(\alpha+\beta)$ -области при температуре 475°C. По ранее полученным режимам упрочняющей термической обработки образцы из титановых сплавов Ti-5553, VT22 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr были предварительно закалены из $(\alpha+\beta)$ -области, затем состарены при температуре 475°C в течение различного времени. Максимальная твердость при данной температуре достигается после 25 часов выдержки (рисунок 4.12). Микроструктура образцов из титановых сплавов Ti-5553,

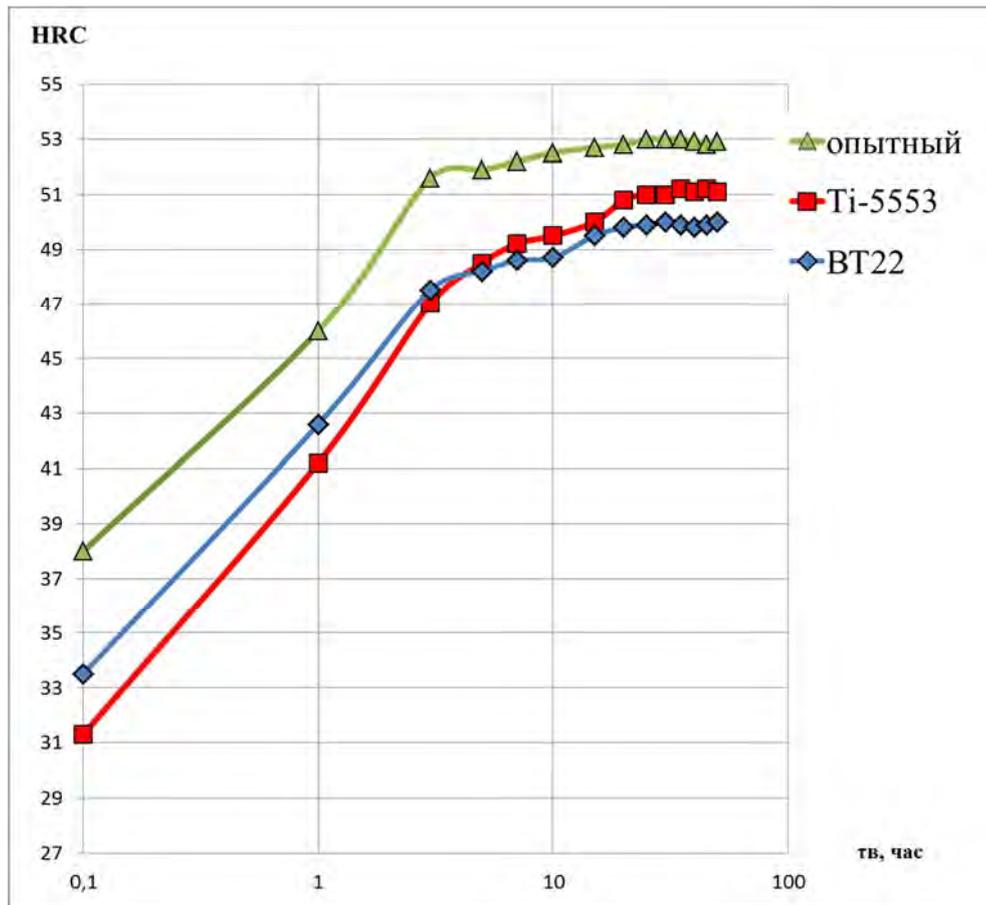


Рисунок 4.12 - Влияние времени выдержки при температуре 475°C на изменение твердости образцов из титановых сплавов BT22, Ti-5553 и опытного сплава (Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr), предварительно закаленных из ($\alpha+\beta$)-области

BT22 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr после упрочняющей термической обработки, предварительно закаленных из ($\alpha+\beta$)-области, представлена β -зернами и расположенными в ней частицами первичной α -фазы, сохранившейся в структуре при температуре нагрева под закалку, и мелкодисперсными частицами α -фазы, выделившейся из β -фазы в процессе старения (рисунок 4.13). Твердость после старения при 475 °C на 2-3 ед. HRC выше, чем после старения при 500°C.

4.2 Влияние параметров вакуумной ионно- плазменной обработки на формирование фазового состава и структуры поверхности псевдо β -титановых сплавов

4.2.1 Влияние температуры нагрева при вакуумном ионно- плазменном азотировании на структуру поверхности образцов из псевдо β - титановых сплавов

На данном этапе работы было изучено влияние температуры нагрева на формирование модифицированной поверхности. Процесс ионного азотирования проводили вакуумно-дуговым методом в модифицированной установке «Булат» в смеси газов аргона (84%) и азота (16%) при общем давлении газа в камере $3 \cdot 10^{-3}$ Па при температурах 580°C, 630°C; 700°C и 800°C и одинаковом времени выдержки, составляющем 15 минут.

По ранее полученным режимам упрочняющей термической обработке образцы из титановых сплавов Ti-5553, BT22 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr были предварительно закалены из ($\alpha+\beta$)-области, затем состарены при температуре 475°C в течение 25 часов. Значения микротвердости сплавов представлена в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Значения микротвердости образцов из псевдо β -титановых сплавов после упрочняющей термической обработки

Сплав	HRC	HV0,05
Ti-5553	51	530
BT22	50	510
Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr	53	535

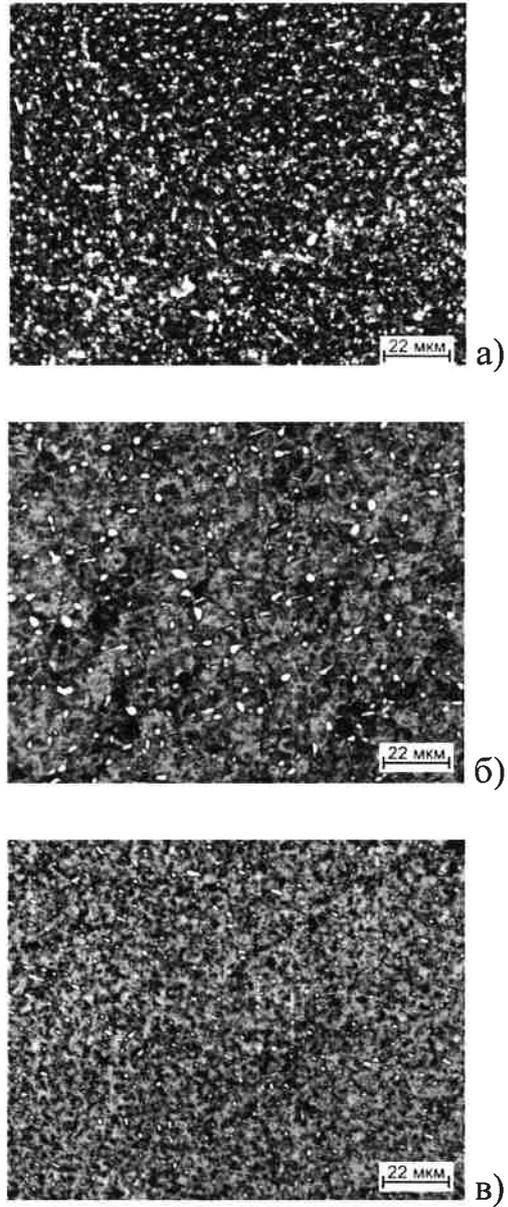
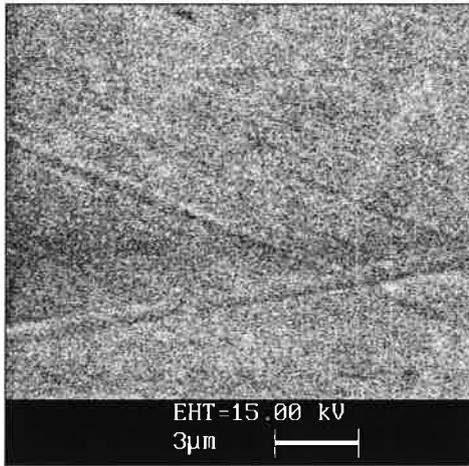


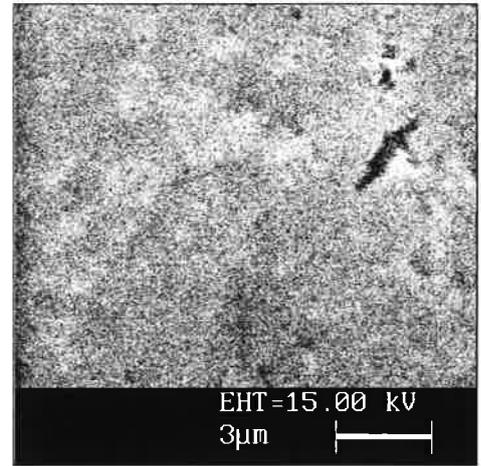
Рисунок. 4.13 - Микроструктура образцов из сплавов Ti-5553 (а), VT22 (б) и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr (в), предварительно закаленных из $(\alpha+\beta)$, после старения при 475°C в течение 25 часов

Изучение влияния температуры ионного азотирования на состояние поверхности, проведенное на растровом электронном микроскопе LEO430i, показало, что после азотирования при температуре 580°C на поверхности формируется тонкая нитридная бездефектная пленка, придающая поверхности золотистый оттенок (рисунок 4.14 а). При азотировании при 630°C происходит уплотнение нитридного слоя и появление мелких пор размером не более 0,5 мкм (рисунок 4.14 б). Повышение температуры до 700-800°C приводит к существенному увеличению как количества пор, так и их размера; при этом поверхность становится “рыхлой” (рисунок 4.14 в, г).

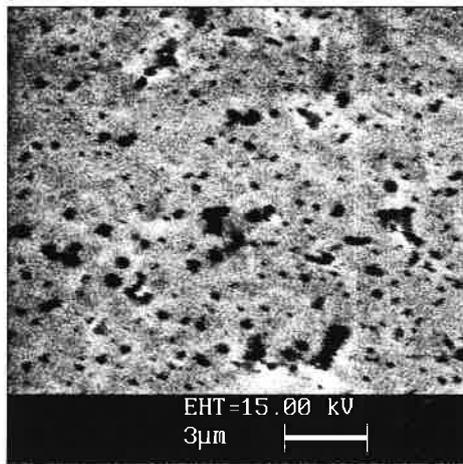
Температура ионного азотирования оказывает влияние не только на структуру поверхности, но и на фазовый состав поверхностных слоев. Азот является α -стабилизатором, поэтому насыщение им поверхностных слоев приводит к уменьшению количества β -фазы и увеличению количества α -фазы, а также возрастанию параметров решеток α -фазы. Так, после азотирования при 580°C параметр c α -фазы до модифицирования составлял 0,464 нм. При азотировании, вследствие образования твердого раствора внедрения, он увеличивается до 0,467 нм, при этом на параметр a азот оказывает существенно меньшее влияние. Также наблюдается появление отражений от ϵ -Ti₂N нитридной фазы, имеющей тетрагональную решетку с параметрами решетки $a=0,496$ нм; $c=0,301$ нм. Наличие светло-желтого цвета на поверхности образцов говорит о существовании на ней моонитрида титана δ -TiN, однако этот слой настолько тонок, что рентгеновский метод не позволяет выявить его наличие. При увеличении температуры азотирования до 630°C на дифрактограммах помимо ϵ -Ti₂N появляются отчетливые линии δ -нитрида TiN. Повышение температуры до 700-800°C приводит к возрастанию количества как нитрида ϵ -Ti₂N, так и δ -TiN. Исследование изменения микрогеометрии поверхности в процессе ионно-вакуумного азотирования при различных температурах показало, шероховатость поверхности образцов после ионно-вакуумного азотирования при 580°C



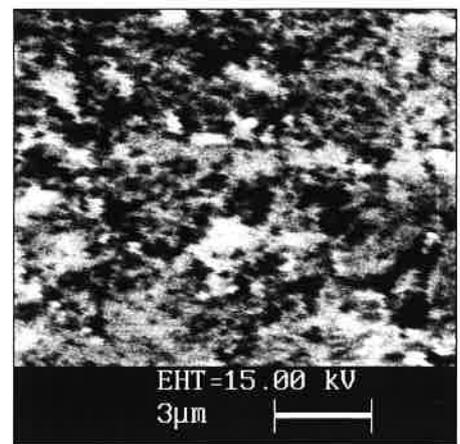
а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.14 -Влияние температуры ионно-вакуумного азотирования на структуру поверхностного слоя образцов из сплава Ti-5553: 580°C (а), 630°C (б), 700°C (в), 800°C (г)

практически не отмечается от исходного термоупрочненного состояния и составляла $Ra = 0,03-0,04$ мкм (таблица 4.4). Последующее повышение температуры обработки приводит к возрастанию шероховатости от $0,04-0,05$ Ra при 630°C до $Ra = 0,07-0,1$ мкм и $Ra = 0,10-0,16$ мкм после азотирования при 700°C и 800°C соответственно (таблица 4.4).

Таблица 4.4 - Влияние температуры ионно-вакуумного азотирования на фазовый состав, глубину диффузионной зоны, на микрогеометрию поверхности и микротвердость поверхности образцов из сплава Ti-5553

Температура ионно-вакуумного азотирования	Фазовый состав поверхностных слоев	Глубина диффузионной зоны, мкм	HV0,05	Ra, мкм
УТО	$\alpha+\beta$	-	530	0,02-0,03
580°C	$\alpha+\beta +\text{Ti}_2\text{N}+(\text{TiN})$	10	600	0,03-0,04
620°C	$\alpha+ \text{Ti}_2\text{N}+\text{TiN}$	50	780	0,04-0,05
700°C	$\alpha+\text{Ti}_2\text{N}+\text{TiN}$	90	870	0,07-0,10
800°C	$\alpha+\text{Ti}_2\text{N}+\text{TiN}$	125	910	0,10-0,16

Для оценки толщины азотированного слоя был использован метод измерения микротвердости на «косых» шлифах. Построенные графики распределения твердости по глубине образцов (рисунок 4.15) показывают, что температура ионно-вакуумного азотирования оказывает существенное влияние на толщину диффузионного слоя. Так, например, повышение температуры с 580°C до 630°C приводит к увеличению глубины азотированного слоя с 10 до 50 мкм; после азотирования при 700 и 800°C протяженность диффузионной зоны достигает 90 и 120 мкм, соответственно; При этом следует отметить, что после модифицирования при температурах 700 и 800°C на графиках распределения микротвердости наблюдаются снижение твердости, что объясняется падением твердости в объеме образца вследствие высокой температуры обработки (рисунок 4.15).

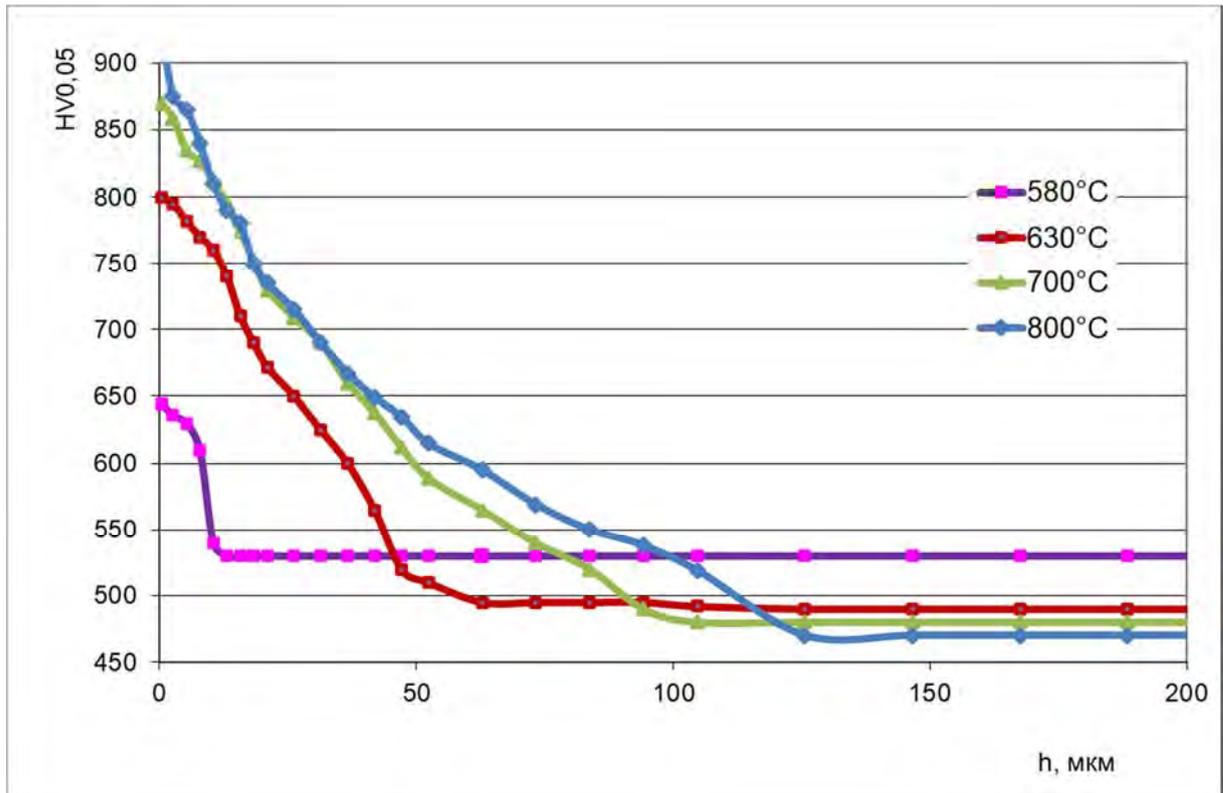


Рисунок 4.15 - Влияние температуры ионно-вакуумного азотирования на глубину диффузионной зоны образцов из сплава Ti-5553

Твердость поверхности образцов из сплава Ti-5553 после ионного азотирования зависит от структуры поверхности, ее фазового состава и глубины диффузионной зоны. В таблице 4.4 представлены значения микротвердости в зависимости от температуры азотирования.

До проведения химико-термической обработки твердость сплава Ti-5553 составляет 530 HV_{0,05}. После азотирования при 580°C микротвердость поверхности возрастает до 600 HV_{0,05}. Дальнейшее повышение температуры приводит к интенсивному формированию нитридов δ -Ti₂N и ϵ -TiN, что является причиной существенного возрастания микротвердости до 780 HV_{0,05} после обработки при 630°C; 870 HV_{0,05} и 910 HV_{0,05} после 700 и 800°C соответственно.

Таким образом, проведенные исследования показали, что повышение температуры с 580°C до 630°C приводит к возрастанию глубины модифицированного слоя с 10 до 50 мкм при одинаковом времени выдержки и существенному упрочнению поверхности. Однако, при температурах выше 630°C происходит значительное ухудшение качества поверхности: увеличивается ее шероховатость и возрастает количество и размер пор в поверхностной нитридной пленке, что может приводить к ее локальному продавливанию и ухудшению износостойкости при работе азотированных деталей в условиях трения. Кроме того, высокие температуры азотирования особенно нежелательны при модифицировании поверхности псевдо β -титановых сплавов так как температура старения при их упрочняющей обработке значительно ниже, поэтому поверхностная обработка выше этих температур приведет к изменению структуры и разупрочнению объема. Поэтому за оптимальную температуру ионно-вакуумного азотирования была принята температура 580°C.

Таким образом, проведенные исследования показали, что повышение температуры с 580 до 800°C приводит к возрастанию глубины модифицированного слоя с 10 до 125 мкм при одинаковом времени выдержки и существенному упрочнению поверхности. Однако, при

температурах выше 580 °С происходит постепенное ухудшение качества поверхности: увеличивается ее шероховатость поверхности и возрастает количество и размер пор в поверхностной нитридной пленке, а также снижение твердости основы сплава.

4.2.2 Влияние времени выдержки при вакуумном ионно-плазменном азотировании на структуру поверхности образцов из псевдо β -титановых сплавов

Было исследовано влияние времени выдержки при выбранной оптимальной температуре азотирования 580°С на формирование модифицированной поверхности. Время выдержки варьировалось от 30 до 90 минут.

Исследования показали, что после азотирования при 580 °С в течение 30 минут на поверхности формируется тонкая беспористая нитридная пленка. Увеличение времени выдержки до 40 минут приводит к формированию более плотной пленки на поверхности. Дальнейшее увеличение времени выдержки до 60 минут не приводит к изменению, а увеличение времени выдержки до 90 минут приводит к образованию пор. Таким образом, оптимальным временем азотирования является 40 минут (рисунок 4.16).

Измерение шероховатости поверхности после азотирования показывает, что увеличение продолжительности обработки с 30 до 60 минут при 580°С не приводит к изменению качества поверхности. В то же время при времени выдержки до 90 минут шероховатость поверхности увеличивается до $Ra=0,04-0,05\mu\text{м}$ (таблица 4.5).

Время ионно-вакуумного азотирования также оказывает влияние на фазовый состав модифицированного слоя. Так, выдержка в течение 30-40 минут при обработке при 580°С приводит к стабилизации α -фазы в приповерхностных слоях и уменьшению количества β -фазы.

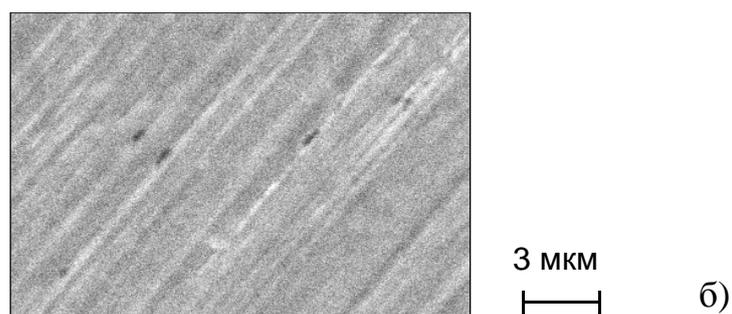
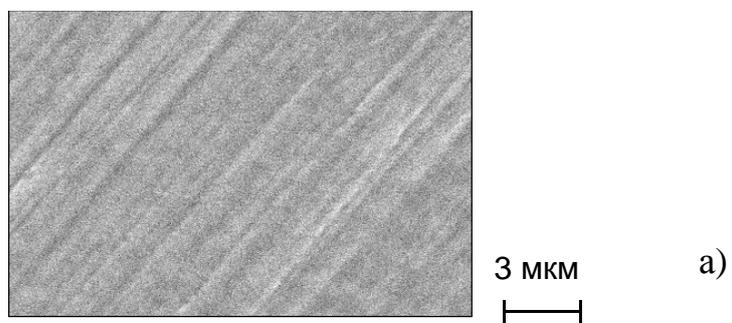


Рисунок 4.16 - Влияние времени выдержки при ионно-вакуумном азотировании на структуру поверхностного слоя образцов из сплава Ti-5553 при температуре 580°C: 40 минут (а), 90 минут (б)

Таблица 4.5 - Влияние времени выдержки при ионно-вакуумном азотировании при температуре 580°C в смеси 16%N₂+84%Ar на микрогеометрию поверхности

Время ионно-вакуумного азотирования	Температура азотирования, °C
	T=580
30 минут	0,02-0,03
40 минут	0,03-0,04
60 минут	0,03-0,04
90 минут	0,05-0,06

в УТО состоянии 0,02-0,03 мкм

Золотистый цвет поверхности образцов после азотирования свидетельствует об образовании нитрида δ -TiN, однако он тонок и зафиксировать его наличие методом рентгеноструктурного анализа не представляется возможным. Увеличение времени выдержки до 60 минут сопровождается увеличением количества нитридов титана, о чем свидетельствует возрастание интенсивности линий нитридной фазы ϵ -Ti₂N, однако отчетливые максимумы δ -TiN нитрида появляются только при азотировании в течение 90 минут (таблица 4.6).

Таблица 4.6 - Фазовый состав, глубина диффузионной зоны и микротвердость поверхности образцов из сплава VT20 после азотирования при 580 и 630°C в смеси газов Ar (84%) и N₂ (16%)

T, °C	τ , мин	Фазовый состав поверхностных слоев	Глубина диффузионной зоны, мкм	HV _{0.05}
580	30	$\alpha+\beta+Ti_2N+(TiN)$	50	650
	40	$\alpha+(\beta)+Ti_2N+(TiN)$	80	770
	60	$\alpha+Ti_2N+(TiN)$	100	790
	90	Ti ₂ N+TiN	100	870

Таким образом, температура и время выдержки при азотировании определяет последовательность формирования фазовых областей, образующихся в соответствии с равновесной диаграммой состояния Ti-N.

Изучение протяженности модифицированного слоя показывает, что время азотирования при одной и той же температуре оказывает существенное влияние на толщину диффузионного слоя (рисунок 4.17 а). Так, например, увеличение времени выдержки с 15 до 30 минут при 580⁰С приводит к увеличению глубины азотированного слоя с 10 до 50 мкм, выдержка в течение 40 минут несколько увеличивает темпы роста диффузионной зоны, и ее глубина увеличивается до 80 мкм. Дальнейшее увеличение времени выдержки при азотировании приводит к незначительному росту диффузионной зоны.

Фазовый состав и микротвердость поверхности в зависимости от времени выдержки приведены в таблице 4.6. Из приведенных данных видно, что увеличение времени выдержки с 30 до 60 минут при ионно-вакуумном азотировании при 580⁰С приводит к постепенному увеличению микротвердости поверхности и возрастанию диффузионного слоя. Дальнейшее повышение времени выдержки не вызывает существенного роста азотированного слоя, но приводит к возрастанию микротвердости вследствие увеличения количества нитридов на поверхности.

Таким образом, проведенные исследования показали, что увеличение времени выдержки с 30 до 60 минут при ионно-вакуумном азотировании при 580⁰С приводит к росту диффузионной зоны и увеличению микротвердости без заметного ухудшения качества поверхности.

Аналогичные результаты были получены на образцах из сплава ВТ22.

Таким образом, проведенные исследования показали, что оптимальным режимом азотирования является температура 580⁰С в течение 40 минут. Так как последующей этап обработки включает нагрев до температуры выше предшествующей упрочняющей термической обработки 475⁰С, на

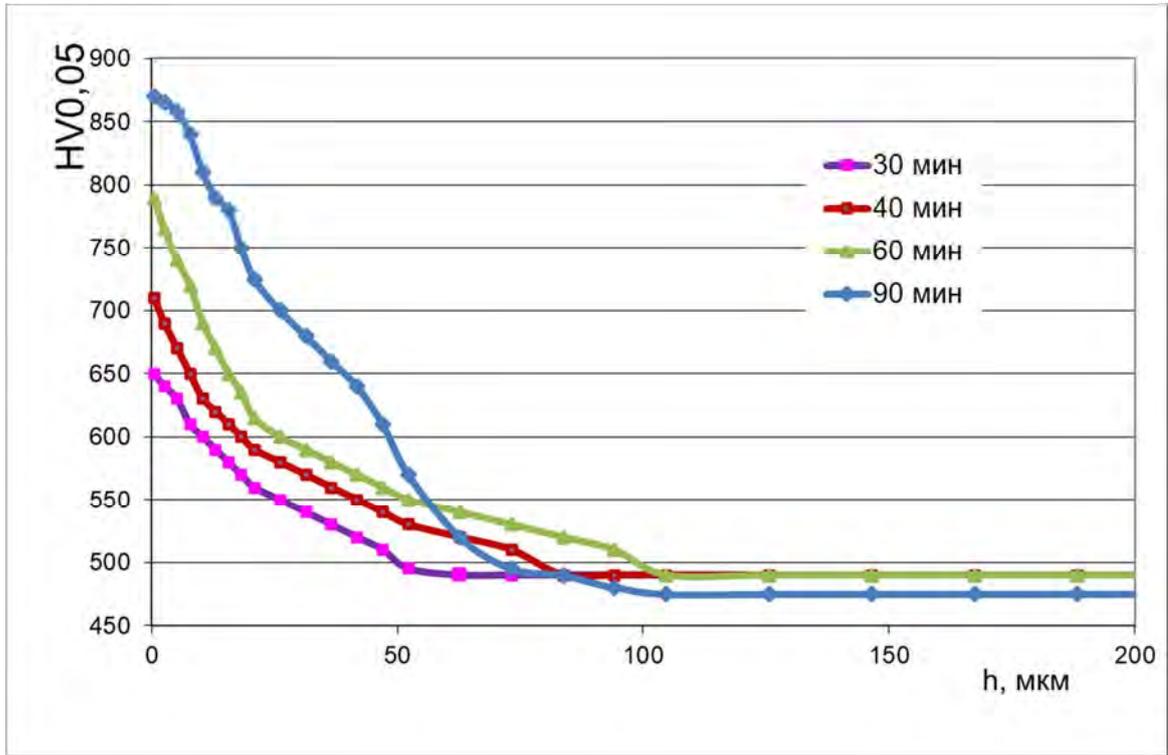


Рисунок 4.17 - Влияние времени выдержки при вакуумном ионно-плазменном азотировании при температуре 580°C на глубину диффузионной зоны

следующем этапе работы на образцах из сплавов VT22 и Ti-5553 было исследовано влияние нагрева до 580°C с выдержкой в течение 1 часа, имитирующей максимальную температуру нагрева при ВИПО, на изменение твердости образцов. Установлено, что дополнительный нагрев образцов из исследуемых сплавов, обработанных на максимальную твердость, приводит к ее уменьшению максимум на 1-2 ед. HRC (таблица 4.8).

Таблица 4.8 - Влияние нагрева до 580°C и выдержки в течение 1 часа на твердость образцов из сплавов VT22 и Ti-5553

Сплав	Режим обработки				Твердость после нагрева до 580°C в течение 1 часа, ед. HRC
	температура нагрева под закалку, °C	температура старения, °C	время выдержки при старении, ч	HRC	
VT22	840	475	25	50,0	49,0
Ti-5553	810	475	25	51,0	50,0
Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr	870	475	25	53,0	51,0

Таким образом, проведенные исследования показали, что разработанные режимы упрочняющей термической обработки могут быть использованы для последующей химико-термической обработки.

4.3 Влияние вакуумного ионно-плазменного нанесения нитрида титана на структуру и свойства псевдо β- титановых сплавов

Описанные в предыдущем разделе исследования позволили установить оптимальные режимы процесса модифицирования поверхности при вакуумном ионно-плазменном азотировании. Однако существует и другой метод упрочнения поверхности. Это нанесение нитрида титана или комбинированная обработка – азотирование и нанесение нитрида титана.

Поэтому на следующем этапе работы было изучено влияние режимов вакуумной ионно-плазменной обработки на структуру и свойства поверхности образцов из исследуемых сплавов Ti-5553, VT22 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr. По ранее полученным режимам упрочняющей термической обработки образцы были предварительно закалены из ($\alpha+\beta$)-области, а затем состарены при температуре 475°C в течение 25 часов.

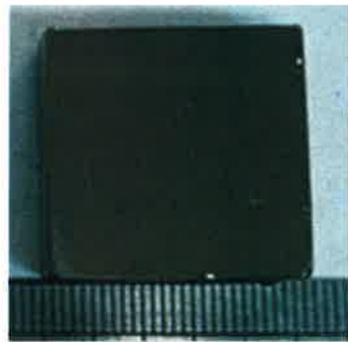
Режимы обработки выбирались на основании ранее проведенных исследований. Предварительно образцы были механически отполированы. Шероховатость поверхности не превышала значения $R_a = 0,03$ мкм. Полированное состояние позволяет проводить наиболее эффективную очистку поверхности изделий перед осуществлением вакуумной ионно-плазменной обработки [27].

В работе были рассмотрены следующие способы обработки образцов из псевдо β -титановых сплавов после упрочняющей термической обработки:

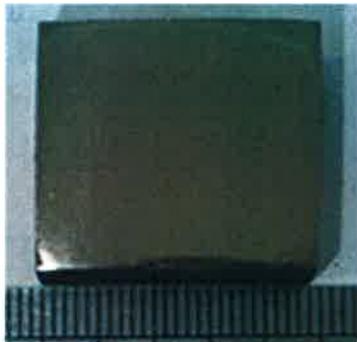
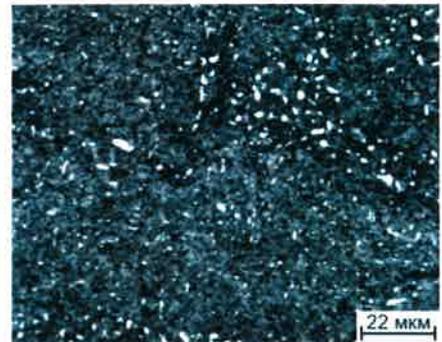
- 1) вакуумное-ионно-плазменное азотирование для получения модифицированного слоя при температуре 580°C в течение 40 минут;
- 2) нанесение покрытия (TiN) при температуре 400°C в течение 30 минут;
- 3) комбинированная вакуумная ионно-плазменная обработка, сочетающая азотирование при 580°C в течение 40 минут и затем нанесение покрытия TiN при 400°C в течение 30 минут.

Применение разных методов обработки позволяет изменять структуру и свойства поверхностного слоя [27,28].

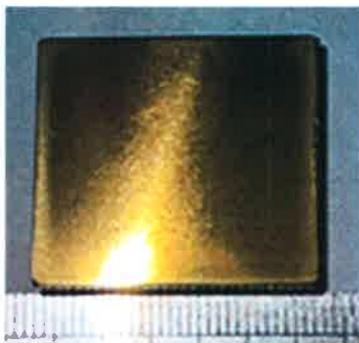
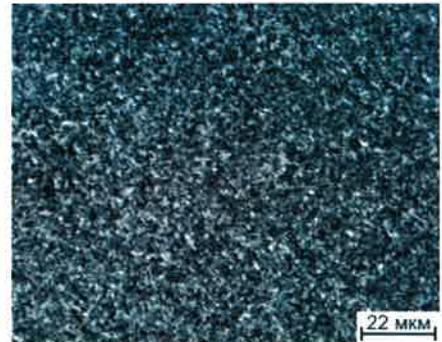
Проведенные металлографические исследования показали, что в образцах из титанового сплава Ti-5553 после азотирования, нанесения нитрида титана и комбинированной обработки азотирования с нанесением нитрида титана структура образцов практически не изменяется. Она представлена β -фазой, глобулярными частицами первичной α -фазы и дисперсными частицами вторичной α -фазы (рисунок 4.18).



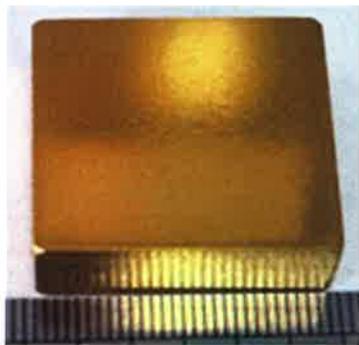
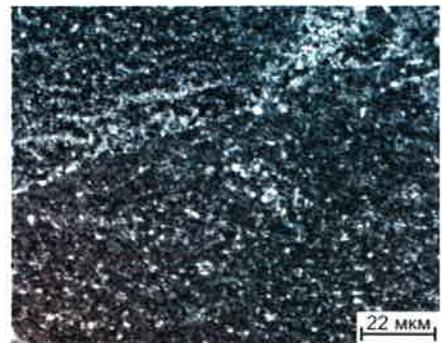
а



б



в



г

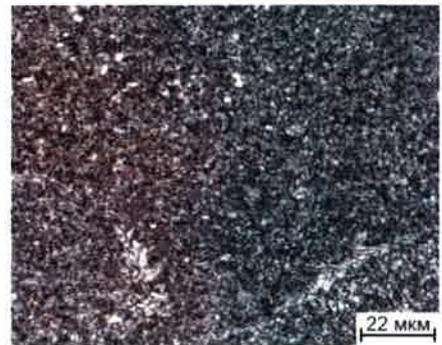


Рисунок 4.18 – Внешний вид и микроструктура образцов из сплава Ti-5553 после УТО (а), азотирования (б), нанесения нитрида титана (в), и азотирования и нанесения нитрида титана (г)

Проведенные рентгеноструктурные исследования показали, что образцы из сплава Ti-5553 после УТО в полированном состоянии содержит α и β фазы (рисунок 4.19). Азотирование при температуре 580°C приводит к постепенному смещению дифракционных максимумов α -фазы в сторону малых углов, что свидетельствует об образовании твердого раствора внедрения азота в ГП-решетку титана, и появлению на дифрактограммах отражений от ϵ (Ti₂N) – нитрида (см. рисунок 4.19 б). Несмотря на то, что отражений от δ (TiN) – нитрида обнаружено не было, но слабый золотистый оттенок образцов свидетельствует о его присутствии нанометрической толщины. Нанесение нитрида титана при 400°C приводит к появлению на дифрактограммах помимо отражений от α - и β - фаз отчетливых линий δ – фазы (TiN) и увеличению интенсивности дифракционных максимумов ϵ – нитрида (Ti₂N) (см. рисунок 4.19 в).

Проведение вначале азотирования, а затем нанесение нитрида титана принципиально не изменяет дифракционной картины, и она практически идентична с дифрактограммой от образца с нитридным покрытием (см. рисунок 4.19 г). Наблюдается только незначительное увеличение интегральной интенсивности отражений от нитридных фаз.

Микротвердость образцов из сплава Ti-5553 после УТО в полированном состоянии составляет 530 ед. HV_{0.05} (таблица 4.7). После вакуумного ионно-плазменного азотирования (ВИПА) микротвердость поверхности увеличивается примерно в 1,5 раза и составляет 710 ед. HV_{0.05}. Повышение твердости поверхности обусловлено в основном формированием твердого раствора внедрения азота в α фазу [91, 92]. Нанесение нитрида титана на поверхность образца непосредственно после полировки приводит к повышению микротвердости поверхности почти в 2 раза по сравнению с исходным состоянием – до 1150 ед. HV_{0.05} (таблица 4.7). А проведение предварительного вакуумного ионно-плазменного азотирования перед нанесением нитрида практически приводит к изменению микротвердости до

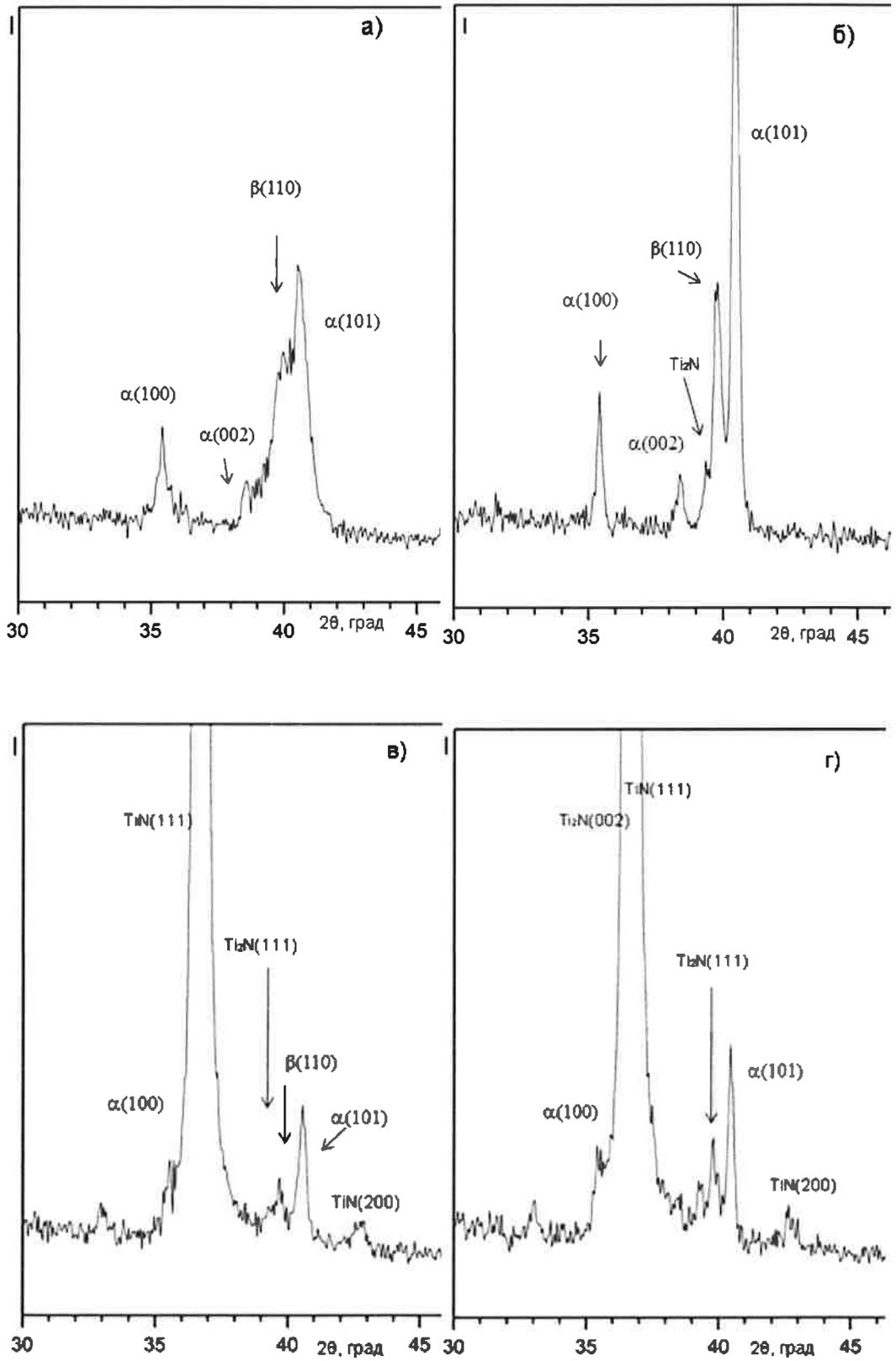


Рисунок 4.19 - Участки дифрактограмм образцов из сплава Ti-5553 после различных режимов обработки: УТО (а); азотирование (б); нанесения покрытия TiN (в); азотирование и нанесение покрытия TiN (г)

1160 ед. HV_{0.05}. По-видимому, это вклад в упрочнение формирующегося твердого раствора внедрения азота в α-титане [128].

Таблица 4.7 – Микротвердость поверхности образцов из сплавов Ti-5553 BT22 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr в зависимости от режимов ВПП обработки

Способ обработки поверхности	Фазовый состав	Твердость ед. HV _{0,05}		
		Ti-5553	BT22	Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr
Исходное полированное состояние после УТО	α+β	530	510	535
Азотирование	α+β +Ti ₂ N+(TiN)	710	670	750
Нанесение нитрида титана	α+β +Ti ₂ N+TiN	1150	1200	1175
Азотирование + нанесение нитрида титана	α+β +Ti ₂ N+TiN	1160	1220	1180

Для оценки глубины проникновения азота был использован метод измерения микротвердости на «косых» шлифах. По результатам измерений были построены графики распределения значений микротвердости образцов по глубине (рисунок 4.20). По усреднению полученных значений твердости строилась кривая распределения, с помощью которой судили о глубине преобразованного слоя.

Вакуумное ионно-плазменное азотирование приводит к формированию модифицированного слоя глубиной до 80 мкм. Максимальная твердость наблюдается у поверхности, которая плавно уменьшается при удалении от нее, что свидетельствует об уменьшении концентрации азота в твердом растворе (рисунок 4.20 а). Принципиально другой ход кривой изменения твердости наблюдается после нанесения нитридного покрытия. Измерения микротвердости образцов после нанесения нитридного покрытия показало,

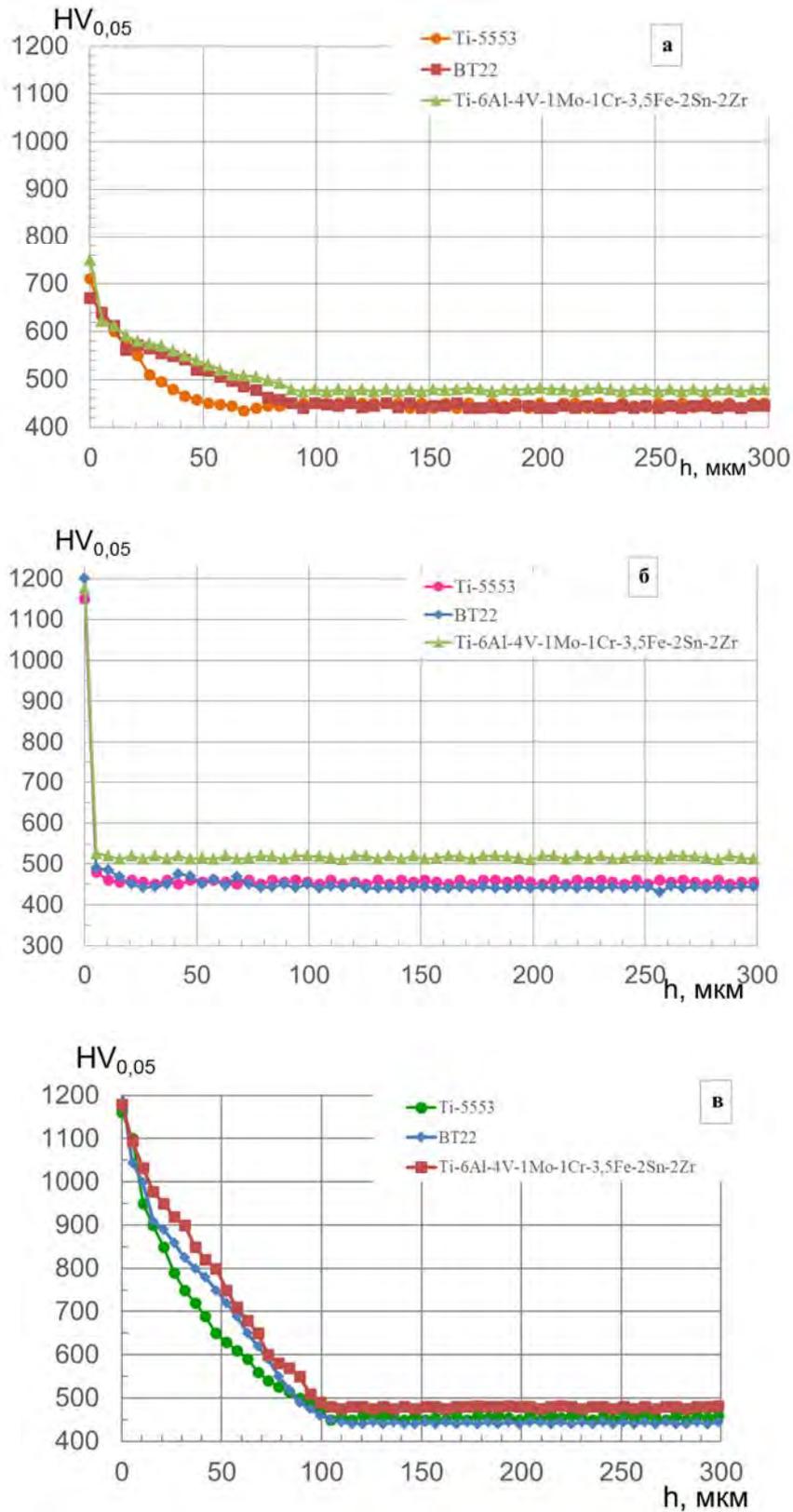


Рисунок 4.20 – Изменение значений микротвердости по глубине азотированного слоя образцов из сплавов Ti-5553, BT22 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr после различных видов обработки: полировка и азотирование (а); полировка и нанесение нитрида титана TiN (б), полировка, азотирование и нанесение нитрида титана TiN (в)

что для него характерны высокие значения твёрдости, но уже на глубине всего 10 мкм они соответствуют значениям твердости термоупрочненного сплава до ВИПО, поэтому на графике видно резкое снижение твердости от поверхности вглубь металла (рисунок 4.20 б) [129, 130].

Исследования образцов после комбинированной обработки, как и после азотирования, показали, что глубина модифицированного слоя с повышенной твёрдостью составляет около 80 мкм (рисунок 4.20 в). Таким образом, проведенные исследования показали, что вакуумная ионно-плазменная обработка позволяет получить модифицированный слой с повышенной твердостью на поверхности образцов, не приводя к изменениям объемной структуры. Вакуумное ионно-плазменное азотирование способствует повышению твердости поверхности почти в 1,5 раза за счет формирования азотированного слоя, состоящего из тонкого слоя (TiN) и твердого раствора внедрения азота в α - фазу, содержащей Ti₂N. Наличие слоя нитрида титана TiN, образующегося на поверхности после ВИПО, повышает микротвердость в 2 раза по сравнению с состоянием после предварительной упрочняющей термической обработки [129, 130].

Выводы по главе IV

1. Установлено, что для упрочнения титановых сплавов псевдо β -титановых класса следует проводить закалку из ($\alpha+\beta$)-области.

2. Изучено влияние температуры старения и времени выдержки на структуру и твердость сплавов. Увеличение температуры старения приводит к снижению твердости, за счет коалесценции выделившихся α -частиц. Показано, что при температурах старения 550° и 500°С при длительной выдержки идет падение твердости.

3. Показано, что максимальный эффект упрочнения псевдо β -титановых класса достигается при температуре 475°С в течение 25 часов, для сплава BT22 составила 50 ед. HRC, для Ti-5553-51 ед. HRC, для опытного сплава Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr - 53 ед. HRC.

4. Показано, что последующий нагрев при температуре 580 С и выдержка в течение 1 часа образцов из титановых сплавов VT22, Ti-5553, Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr после упрочняющей термической обработки не приводит к значительному снижению твердости, что позволяет применить режимы ВИПО для повышения износостойкости сплавов .

5. Установлено, что общие закономерности формирования фазового состава и структуры псевдо β -титановых сплавов при ионно-вакуумном азотировании сплавов определяются только диаграммой состояния Ti-N.

6. Показано, что ВИПО позволяет получить модифицированный слой с повышенной твердостью на поверхности образцов псевдо β -титановых сплавов VT22, Ti-5553, Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr и не приводит к изменениям структуры внутри образцов.

7. Показано, что азотирование повышает микротвёрдость поверхности образцов почти в 1,5 раза по сравнению с упрочненным состоянием и приводит к образованию диффузионной зоны до 100 мкм. Установлено, что нанесение нитрида титана повышает микротвёрдость поверхности в 2-2,5 раза, при этом на глубине всего 10 мкм микротвердость соответствуют значениям твердости термоупрочненного сплава. Проведение комбинированной обработки, включающей азотирование и нанесение нитрида, позволяет получить высокую микротвердость и формирование диффузионной зоны до 100 мкм.

Глава V. ВЛИЯНИЕ ВАКУУМНОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОПЫТНОГО И ПРОМЫШЛЕННЫХ ПСЕВДО β -ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ

Для проведения испытаний на износостойкость были подготовлены разные типы образцов из титановых сплавов BT22, Ti-5553 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr.

Проведенные исследования показали, что максимальная твердость в псевдо β -титановых сплавах после старения достигается в случае проведения закалки из ($\alpha+\beta$)-области на 30-50°C ниже температуры $T_{\text{пт}}$. Поэтому для обработки образцов для испытания на износостойкость были выбраны именно эти температуры. Все режимы обработки представлены в таблице 5.1. Таблица 5.1 - Режимы обработок образцов из титановых сплавов BT22, Ti-5553 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr

	УТО	ВИПО
BT22	Закалка 840 °С, $\tau_{\text{в}}=40$ мин, старение 475 °С, $\tau_{\text{в}}=25$ часов	-
		Азотирование при 580°C 40 минут
		Нанесение нитрида при 400°C 30 минут
		Азотирование при 580°C 40 минут и нанесение нитрида титана при 400°C 30 минут
Ti-5553	Закалка 810 °С, $\tau_{\text{в}}=40$ мин, старение 475 °С, $\tau_{\text{в}}=25$ часов	-
		Азотирование при 580°C 40 минут
		Нанесение нитрида при 400°C 30 минут
		Азотирование при 580°C 40 минут и нанесение нитрида титана при 400°C 30 минут
Ti-6Al-4V- 1Mo-1Cr- 3,5Fe-2Sn-2Zr	Закалка 845 °С, $\tau_{\text{в}}=40$ мин, старение 475 °С, $\tau_{\text{в}}=25$ часов	-
		Азотирование при 580°C 40 минут
		Нанесение нитрида при 400°C 30 минут
		Азотирование при 580°C 40 минут и нанесение нитрида титана при 400°C 30 минут

Испытания на трение проводили на двух установках: на трибометре MFT-5000¹ с нагрузкой 5Н с керамическими (ZrO_2) и стальными шариками (ШХ15) диаметром 10 мм и на Nanovea с нагрузкой 2Н со стальным индентором диаметром 6 мм. Перед проведением триботехнических испытаний при помощи электронной микроскопии исследовалась микроструктура всех образцов на поперечных шлифах (рисунок 5.1).

Микроструктура образцов из титановых сплавов ВТ22, Ti-5553 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr после упрочняющей термической обработки идентична и представлена β -фазой, небольшим количеством первичной α -фазы и дисперсной вторичной α -фазой (рисунок 5.1 а). Вследствие того, что азотирование приводит только к модификации поверхности, создавая твердый раствор внедрения азота в α -титан, то на поперечном шлифе структура выглядит аналогично структуре после УТО. Однако необходимо отметить появление отдельных частиц α -фазы размером 0,3-1,5 мкм, что обусловлено α -стабилизирующим действием азота (рисунок 5.1 б). Покрытие из нитрида титана (рисунок 5.1 в, г) имеют однородную структуру и стабильную толщину, которая в обоих случаях составила примерно 2 мкм. Толщина азотированного слоя для групп образцов после азотирования и комбинированного режима ВИПО составила около 80 мкм (рисунок 5.1 б, г).

Проведенные испытания на трибометре MFT-5000 показали, что в паре трения со стальным шариком коэффициент трения выше, чем при испытаниях с керамическим шариком независимо от вида обработки. Зависимость коэффициента трения титанового сплава Ti-5553 от времени испытания представлена на рисунке 5.2 [131]. Самые высокие показатели коэффициента трения наблюдаются у образцов из сплава Ti-5553 после комбинированной обработки, включающей азотирование и нанесение

¹ Испытания проводились в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте проблем механики им. А.Ю. Ишлинского Российской академии наук (ИПМех РАН)

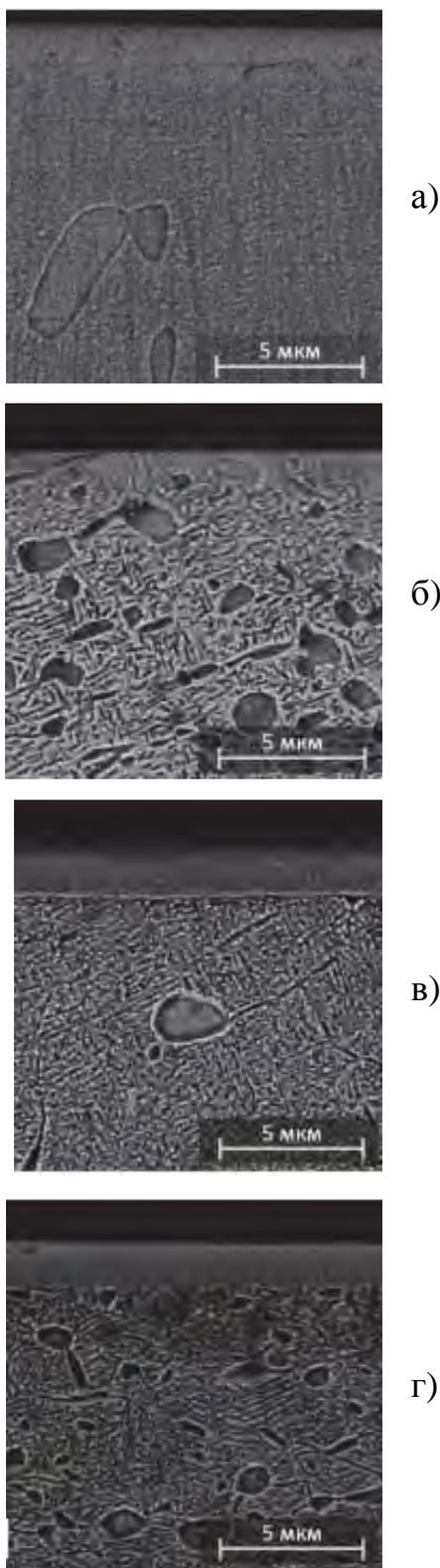


Рисунок 5.1- Микроструктура образцов из сплава Ti-5553 после различных видов обработки: УТО (а), УТО и азотирования (б), УТО и нанесение нитрида титана (в), УТО, азотирования и нанесение нитрида титана (г)

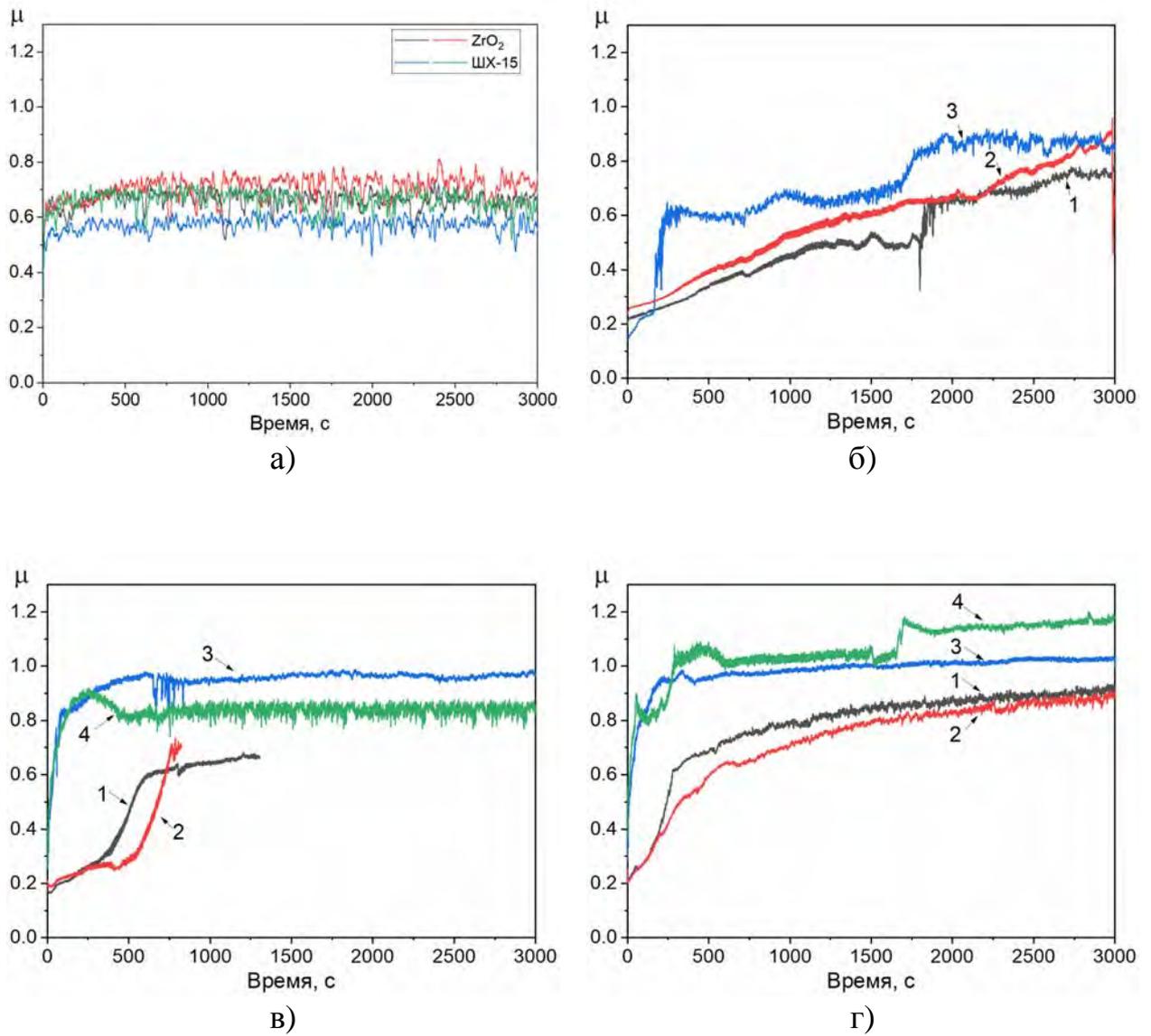


Рисунок 5.2 - Зависимость коэффициента трения от времени испытания для образцов из сплава Ti-5553 после различных видов обработки: УТО (а), УТО и азотирования (б), УТО и нанесение нитрида титана (в), УТО, азотирования и нанесение нитрида титана (г), где 1,2-стальной шарик, 3,4- керамический шарик

нитрида титана (рисунок 5.2 г) в паре трения со стальным шариком. У образцов, имеющих только нитридное покрытие (рисунок 5.2 в) коэффициент трения несколько ниже, по сравнению с образцами после комбинированной ВИПО. На образцах после азотирования наблюдается постепенный рост коэффициента трения (рис 5.2 б). Возможно, постепенное увеличение коэффициента трения у образцов после ВИПО связано с приработкой поверхностного слоя [132]. Наиболее стабильные и минимальные значения трения наблюдаются у образцов в термоупрочненном состоянии (рисунок 5.2 а).

Аналогичные зависимости, но при более низком уровне коэффициента трения были получены при испытаниях образцов в паре с керамическими шариками (рисунок 5.2). При испытании образцов с покрытием нитрида титана было обнаружено его скалывание, после этого испытание было прекращено (рисунок 5.2 в).

Скалывание покрытия нитрида титана обусловлено его высокой твёрдостью. Несмотря на то, что титановая основа была упрочненной, всё равно разница в твёрдости остается очень высокой. А нанесение нитрида титана после азотирования приводит не только к более плавному изменению твёрдости, ну и к непрерывному изменению фазового состава от TiN к Ti₂N и к твёрдому раствор замещения, т.е. к отсутствию границы раздела покрытие – основа. Более высокие значения коэффициента трения у образцов с нитриды покрытием, по-видимому, обусловлены образованием капельной фазы, которая в отдельных микрообъемах сильно увеличивает шероховатость.

На следующем этапе работы проведена оценка объемного износа по глубине и ширине дорожек трения.

Для образцов из титанового сплава Ti-5553 после УТО глубина дорожек трения составляет: $18,2 \pm 0,7$ мкм при испытании шариком из ШХ15 и 16,5–18,6 мкм при испытании шариком из ZrO₂ (рисунок 5.3).

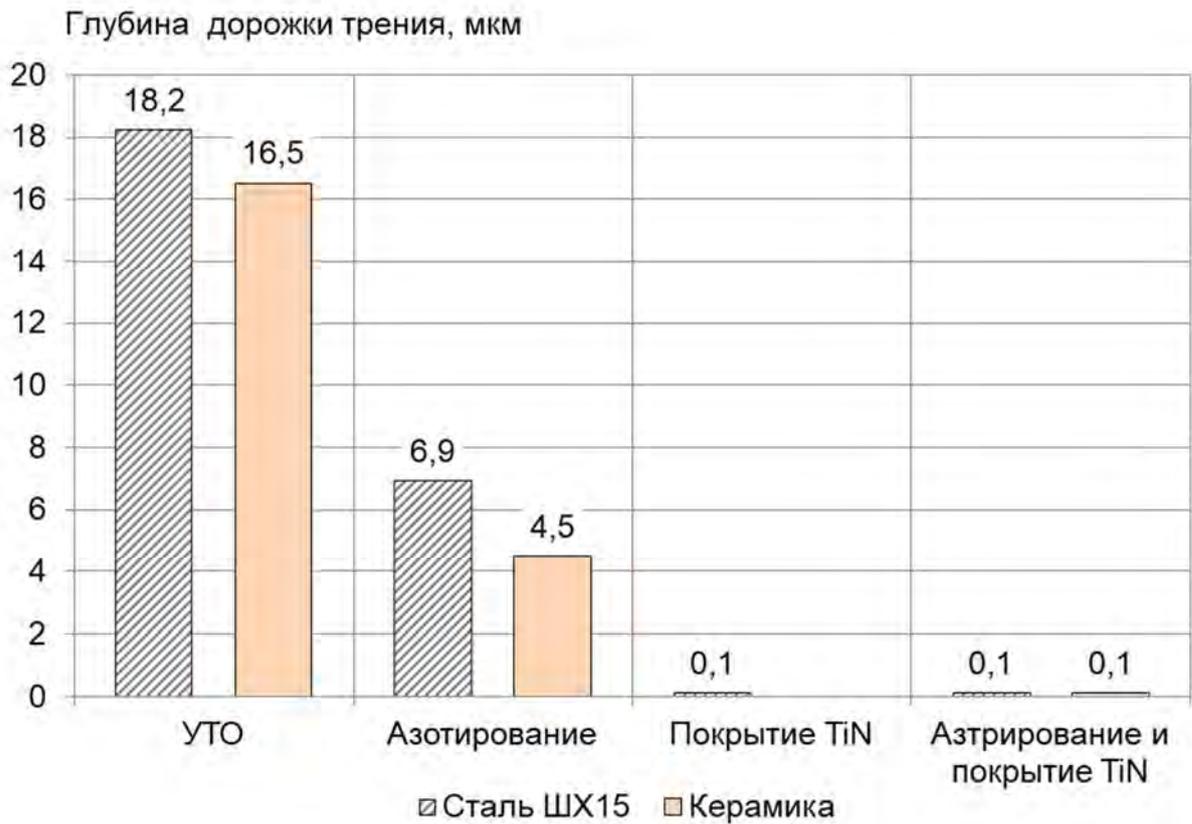


Рисунок 5.3 - Глубина дорожек трения при испытании образцов из сплава Ti-5553 после различных видов обработки со стальным ШХ15 и керамическим ZrO_2 контртелами

Азотирование приводит к уменьшению глубины дорожек трения почти в 3 раза и составляет: 6,9 мкм (ШХ15) и 4,5 мкм (ZrO_2). Глубина дорожки трения при испытании образцов после нанесения нитрида титана и комбинированной обработки составляла $0,1 \pm 0,01$ мкм и керамическим, и стальным шариками.

Результаты измерения ширины дорожки трения для образцов после УТО и азотирования показывают, что она тем больше, чем меньше радиус трека. Например, для сплава Ti-5553 на образцах после азотирования они составили 0,897, 1,12, 1,2 и 1,49 мм для радиусов трека 20, 18, 16 и 14 мм, соответственно (рисунок 5.4). Это объясняется большим числом циклов испытаний на малых радиусах. На образцах с нитридным покрытием и после комбинированной обработки ввиду малости износа покрытия наблюдался износ контртела. Так, для образца после комбинированной обработки ширина дорожки трения составила 0,934, 0,797, 0,348 и 0,406 мм для радиусов 20, 18, 16 и 14 мм, соответственно.

Анализ результатов объёмного износа показывает, что он практически отсутствует на образцах из титанового сплава Ti-5553 с покрытием из нитрида титана и комбинированной обработкой ВИПО. При этом значительный износ зафиксирован для образцов после УТО и азотирования. Для образцов после азотирования износ меньше, чем у образцов в исходном состоянии. На образцах после нанесения нитрида титана наблюдается наличие сколов покрытия на ранних стадиях испытания при контакте с керамическим шариком, но не с шариком из ШХ15, при том, что модули Юнга материалов шарика достаточно близки (таблица 5.2).

Аналогичные результаты были получены и на образцах из сплавов VT22 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr.

Исследования показали, что нанесения покрытия нитрида титана на азотированный подслои не скалывались, хотя сила трения в контакте с керамическим шариком была даже больше. Азотирование титановых сплавов



а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.4 – Вид поверхности образцов из сплава Ti-5553 после проведения испытаний на трение после различных видов обработки: УТО (а), УТО и азотирования (б), УТО и нанесение нитрида титана (в), УТО, азотирования и нанесение нитрида титана (г).

VT22 и Ti-5553, используемое и как самостоятельный вид поверхностной обработки, и в большей мере как подготовительный этап перед нанесением покрытий из нитрида титана, положительно влияет на сопротивление материалов разрушению при фрикционном взаимодействии на него. В первом случае уменьшается скорость износа, во втором – появляется устойчивость к скалыванию покрытия, а износ фиксируется на уровне шероховатости.

Таблица 5.2 - Триботехнические характеристики образцов из сплава Ti-5553 при испытании на трение

Обработка	Материал шарика	Коэффициент трения μ	Объем износа, мм ³
УТО	ШХ15	$0,6 \pm 0,04$	$0,9 \pm 0,02$
	ZrO ₂	$0,68 \pm 0,03$	$1,04 \pm 0,1$
УТО и азотирование	ШХ15	$0,87 \pm 0,08$	$0,44 \pm 0,07$
	ZrO ₂	$0,64 \pm 0,02$	$0,24 \pm 0,01$
УТО и нанесение нитрида титана	ШХ15	$0,91 \pm 0,07$	$0,001 \pm 0,0001$
	ZrO ₂	-*	-*
УТО, азотирование и нанесение нитрида титана	ШХ15	$1,1 \pm 0,07$	$0,001 \pm 0,0001$
	ZrO ₂	$0,9 \pm 0,01$	

*Исследование прервали из-за скола покрытия

Аналогичные результаты получены на двух других сплавах после различных видов ВИПО.

На следующем этапе работы были проведены испытания на трибометре Nanovea в паре трения со стальным шариком. Полученные результаты сопоставимы с результатами, полученными на трибометре MFN-5000.

Минимальный коэффициент трения наблюдался у образцов в термоупрочненном состоянии, а азотирование и нанесения нитрида титана увеличивают его (таблица. 5.3).

На рисунке 5.5 показано изменение коэффициентов трения (μ) образцов сплава Ti-5553 после различных режимов обработки в зависимости от пути

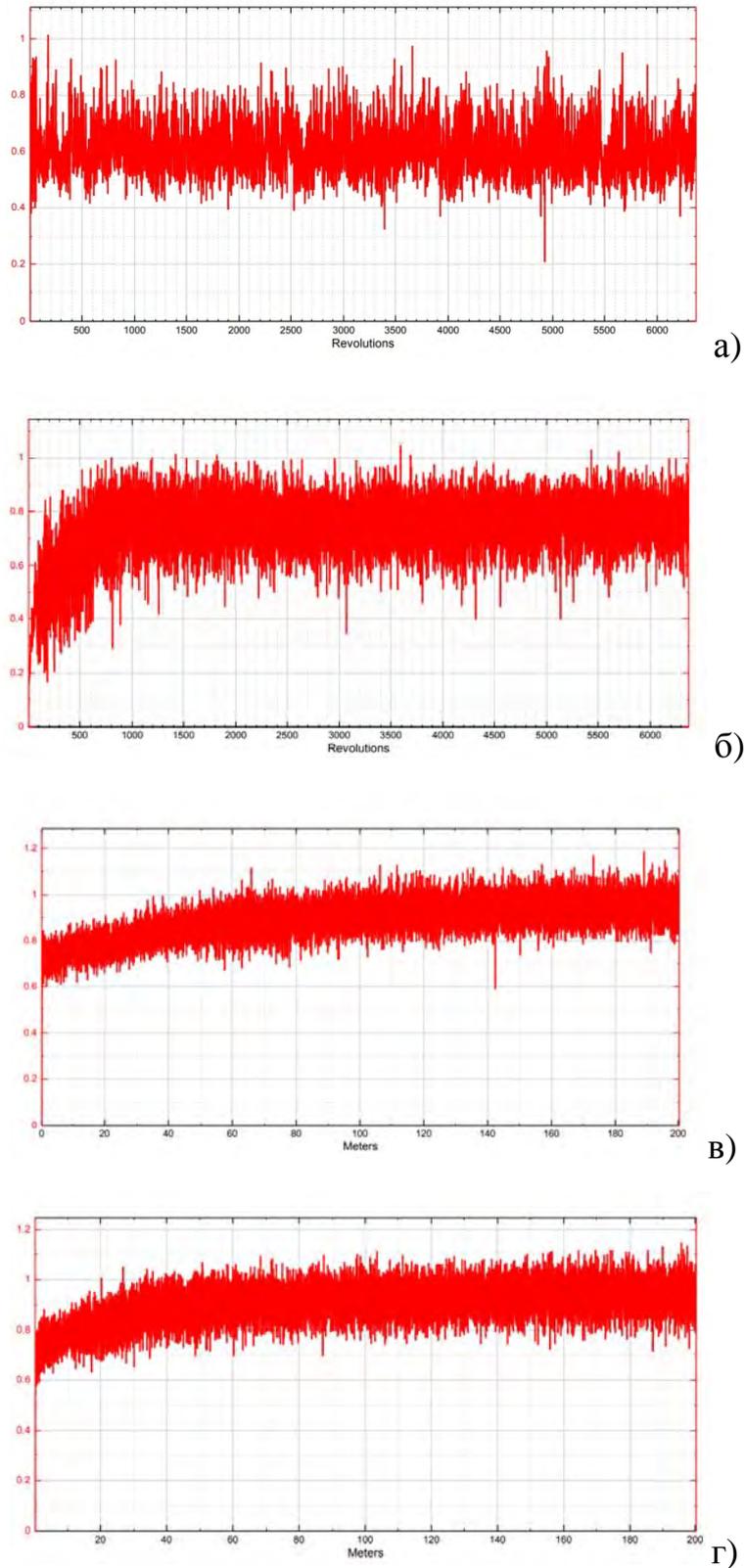


Рисунок 5.5 – Зависимость коэффициента трения от расстояния, пройденного контртелом, для образцов из сплава Ti-5553 после УТО (а), УТО и азотирования (б), УТО и нанесение нитрида титана (в), УТО, азотирования и нанесение нитрида титана (г)

скольжения контртела. Считается, что коэффициент трения не связан напрямую с силой трения между двумя скользящими телами. Однако, отображает то, как тела реагируют на взаимный контакт. Если в результате испытаний коэффициент трения устойчивый, то оба материала обычно остаются неповрежденными, показывая хорошую износостойкость. Средние значения коэффициента трения (μ), рассчитывались на стационарной стадии испытаний (таблица 5.3). Как видно, при первых циклах нагружения на стадии приработки коэффициенты трения почти сразу достигают стационарной стадии и колеблются в течение всего испытания (рисунок 5.5). Кривые коэффициент трения – путь скольжения для всех сплавов в различных состояниях имел пилообразный вид (рисунок 5.5).

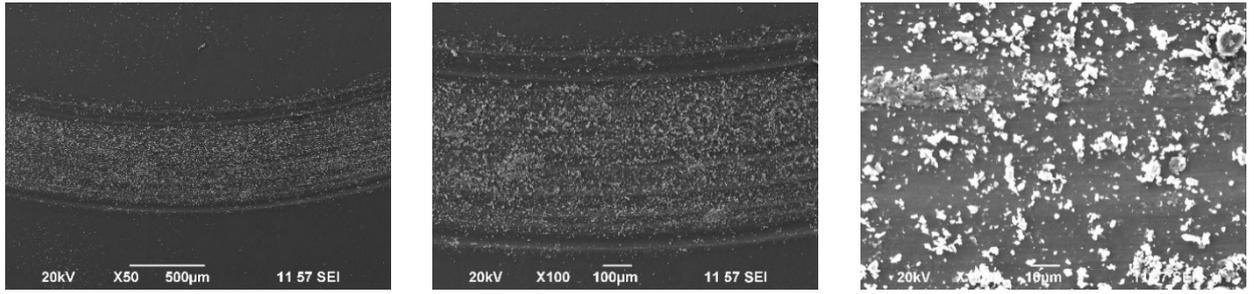
Таблица 5.3 – Триботехнические характеристики образцов из сплавов ВТ22, Ti-5553 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr при испытании на трение

Сплав	Режим	Потеря массы, мг	Скорость изнашивания $\mathcal{V}_{изн} \cdot 10^{-4}$, мг/с	Коэффициент трения, μ
ВТ22	УТО	2,2±0,09	4,1	0,64
	УТО и азотирование	1,28±0,06	2,1	0,78
	УТО и нанесение нитрида титана	0,23±0,01	0,4	0,78
	УТО, азотирование и нанесение нитрида титана	0,22±0,01	0,4	0,73
Ti-5553	УТО	2,00±0,03	3,3	0,61
	УТО и азотирование	1,00±0,06	1,6	0,90
	УТО и нанесение нитрида титана	0,23±0,01	0,4	0,89
	УТО, азотирование и нанесение нитрида титана	0,22±0,01	0,3	0,74
Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr	УТО	2,1±0,09	3,9	0,59
	УТО и азотирование	1,25±0,06	2,2	0,67
	УТО и нанесение нитрида титана	0,22±0,01	0,3	0,83
	УТО, азотирование и нанесение нитрида титана	0,22±0,01	0,3	0,72

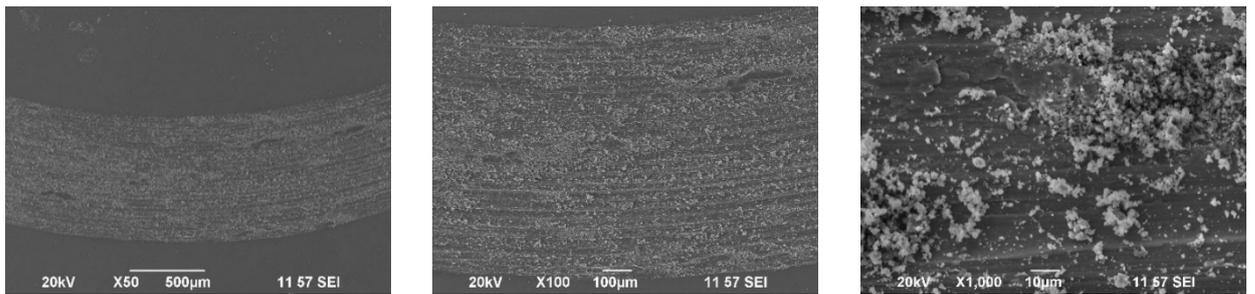
Необходимо отметить, что «пилообразность» кривых изменяется в зависимости от предварительной обработки. Кривая для образцов после УТО имеет наибольшую ширину, а кривая для образцов с нитридным покрытием – наименьшую (рис. 5.5). После проведения испытаний образцы были взвешены и определена потеря их массы. Образцы из исследуемых сплавов после упрочняющей термической обработки демонстрируют примерно одинаковую наибольшую потерю массы (таблица 5.3) по сравнению с остальными состояниями. Азотирование примерно в 2 раза уменьшает потерю массы, а нанесение нитрида титана почти на порядок снижает ее потерю по сравнению с термоупрочненным состоянием (таблица 5.3).

По данным изменения массы сплава во время испытаний были рассчитаны значения скорости изнашивания образцов (таблица 5.3). Так как образцы исследуемых сплавов в термоупрочненном состоянии демонстрируют наибольшую потерю массы, следовательно они имеют и самые высокие значения скорости изнашивания. Одинаково минимальное значение скорости изнашивания наблюдались для образцов из всех исследуемых сплавов после нанесения нитрида титана и комбинированной обработки (таблица 5.3).

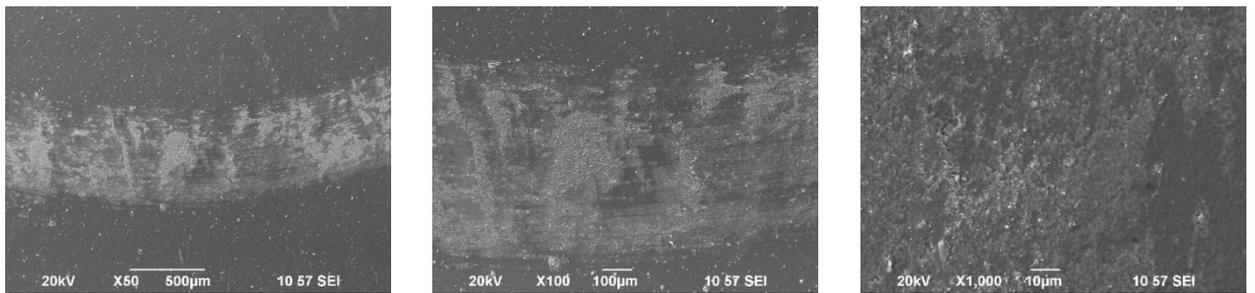
Следует отметить, что на всех исследуемых образцах после УТО наблюдается самая широкая глубина дорожек. На рисунке 5.6 показаны изображения дорожек износа сплава Ti-5553 после различных видов обработки. Образцы без обработки поверхности и после азотирования имеют схожую картину износа (рисунок 5.6). Ширина дорожки износа на образцах после азотирования почти на 100 мкм шире, чем у образцов после УТО (таблица 5.4). По-видимому, это обусловлено снижением на 1-3 единицы твердости в процессе нагрева и изотермической выдержке при ВИПА. При большем увеличении обнаружено большее количество светлых частиц “налипших” на поверхности. Это результат износа титана при трении о контртело. Причем следов износа на азотированном образце значительно



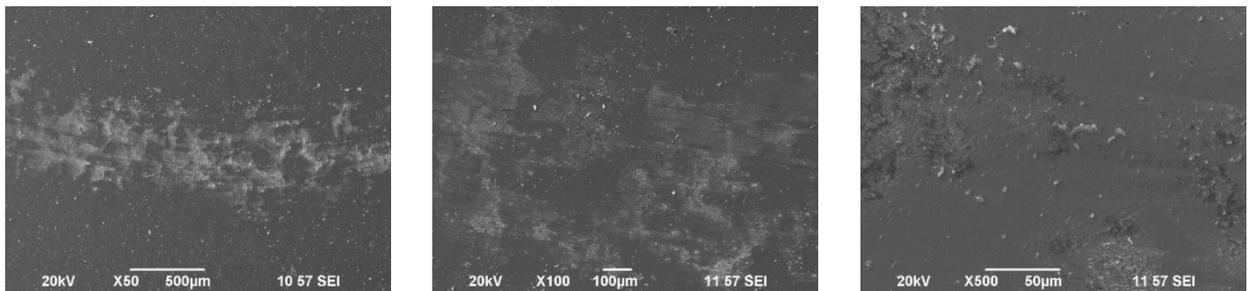
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.6 – Структура дорожек износа после испытания на трение образцов из сплава Ti-5553 после различных обработок: УТО (а), УТО и азотирования (б), УТО и нанесение нитрида титана (в), УТО, азотирования и нанесение нитрида титана (г)

больше (рисунок 5.6 а, б). Таким образом, как показали проведенные исследования, азотирование поверхности титановых сплавов не препятствует и, даже наоборот, усиливает износ поверхности при испытании на трение со стальным шариком.

Таблица 5.4 - Ширина дорожек износа образцов из титановых сплавов VT22, Ti-5553 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr

Сплав	Режим обработки	Ширина дорожек износа, мкм
VT22	УТО	790
	УТО и азотирование	880
	УТО и нанесение нитрида титана	580
	УТО, азотирование и нанесение нитрида титана	610
Ti-5553	УТО	720
	УТО и азотирование	830
	УТО и нанесение нитрида титана	610
	УТО, азотирование и нанесение нитрида титана	590
Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr	УТО	690
	УТО и азотирование	740
	УТО и нанесение нитрида титана	520
	УТО, азотирование и нанесение нитрида титана	540

Нанесение на поверхность нитрида титана или комбинированная обработка существенно изменяют картину износа трущейся поверхности. Во-первых, наблюдается уменьшение ширины дорожки износа на 100-200 мкм. Кроме того, значительно уменьшается в структуре поверхности количество продуктов износа. Минимальное их количество наблюдается на образцах после комбинированной обработки (рисунок 5.6 в, г).

Таким образом, проведенные исследования показали, что для псевдо β -титановых сплавов, имеющих $[Mo]_{\text{экв}} = 12-14$ при содержании алюминия 6-7%, изменения в химическом составе сплава не оказывают существенного влияния на их триботехнические характеристики.

Таким образом, проведённые исследования показали, что минимальный износ имели образцы с покрытием нитрида титана. Однако возможность его скалывания с поверхности, что было обнаружено в процессе проведения эксперимента, свидетельствует о том, что оптимальным режимом вакуумной ионно-плазменной обработки является комбинация азотирования с последующим нанесением нитрида титана. Высокий коэффициент трения нитридного покрытия, по-видимому, связан с несовершенством структуры поверхности. Отработка технологических режимов для снижения коэффициента трения будет являться предметом наших дальнейших исследований.

На основании проведенных исследований, описанных ранее, разработана последовательность технологических операций и контролируемых параметров для обработки изделий из псевдо β -титановых сплавов для работы в условиях трения.

Основными этапами технологии обработки являются: выбор полуфабриката, предварительная механическая обработка заготовок, термическая обработка, включающая закалку из $(\alpha+\beta)$ -области и старение, финишная механическая обработка и вакуумная ионно-плазменная обработка.

Этап выбора полуфабриката

Для получения высокой твёрдости необходимо выбирать сплав, содержащий 6,0 – 7,0% алюминия и β - изоморфные (ванадий, молибден) и эвтектоидообразующие (хром, железо) стабилизаторы, чтобы $[Mo]_{экв}$ оказался в пределах 12 – 14, а также возможно содержание нейтральных упрочнителей (олово и цирконий). Например, это могут быть сплавы типа VT22 и Ti-5553. Полученный по промышленной технологии полуфабрикат должен быть подвергнут не полному, а частичным отжигу или отжигу для снятия напряжений, чтобы сохранить в структуре повышенную плотность дефектов кристаллического строения, в первую очередь дислокаций.

Этап предварительной механической обработки

Из полуфабриката вырезаются заготовки изделий с припуском на последующую обработку. Это необходимо для удаления окисленного слоя после термической обработки и устранения возможных появлений поводков из-за возникающих термических напряжений в процессе закалки и последующего старения.

Этап упрочняющей термической обработки

Он включает две операции: закалку и старение.

Методом пробных закалок или другим способом начале определяется температура полиморфного превращения для полуфабриката с конкретным химическим составом.

Закалка проводится в муфельных печах электросопротивления с воздушной атмосферой с температур двухфазной ($\alpha+\beta$) – области на 30-50°C ниже температуры полиморфного превращения. Время выдержки выбирается в соответствии с ПИ 1.2.587 и должна обеспечивать формирование равновесной структуры. Охлаждение должно проводиться со скоростью выше первой критической, т.е. в воде при интенсивном перемешивании. На образцах-свидетелях осуществляется контроль структуры на оптическом микроскопе. Структура после закалки должна быть двухфазной и представлена β -зернами с небольшим количеством первичной α -фазы (не более 10%). Твердость контролируется по методу Роквелла и должна находиться в диапазоне 32-34 ед. HRC.

Старение проводится в муфельной печи электросопротивления с воздушной атмосферой при температуре 475°C в течение 25 часов. Охлаждение после окончания обработки проводится на воздухе. Структура после старения должна быть двухфазной и представлена β -зернами с первичными α -частицами и дисперсными вторичными выделениями α -фазы. Твердость, контролируемая по методу Роквелла, должна быть не менее 50 ед. HRC.

Этап финишной механической обработки

Удаляется окалина и придается необходимая форма изделию в соответствии с конструкторской документацией. Затем поверхности изделия, которые будут работать в условиях трения, полируются чтобы обеспечить шероховатость поверхности (Ra) не более 0,03 мкм.

Этап вакуумной ионно-плазменной обработки

На очищенных от смазки и других видов загрязнений изделиях проводится азотирование при температуре 580°C в течение 40 минут, затем температура снижается до 400°C и проводится операция нанесения нитрида титана TiN в течение 30 минут. Значения микротвердости поверхности должны быть не ниже 1150 HV_{0,05}. Шероховатость поверхности не должна быть выше 0,05 мкм.

Выводы по главе V

1. Установлено, что у образцов из титановых сплав Ti-5553, BT22 и Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr после комбинированной обработки наблюдаются высокие показатели коэффициента трения в паре трения со стальным шариком. Для образцов с нитридным покрытием коэффициент трения имеет меньшее значение.

2. Показано, что на образцах после УТО и нанесения нитридного покрытия в паре трения с керамическим шариком на дорожках трения наблюдается его скалывание.

3. Показано, на образцах с покрытием из нитрида титана и после комбинированной обработки наблюдается минимальный износ, а самый большой износ - на образцах после УТО.

4. На основании проведённых исследований разработана технологическая схема термической и химико-термической обработок полуфабрикатов из псевдо β- титановых сплавов, обеспечивающая получение твёрдости выше 50 ед. HRCс высокой износостойкостью поверхности.

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Обоснован выбор системы легирования псевдо β -титановых сплавов для получения высокой твердости. Установлено, что содержание алюминий должно находиться на уровне 6,0÷7,0%, чтобы обеспечить твердорастворное упрочнение α - и β - фаз, но не вызывать его охрупчивания вследствие образования α_2 -фазы при изотермической обработке. Общее количество β -стабилизаторов в сплаве должно соответствовать молибденовому эквиваленту $[Mo]_{\text{ЭКВ}}=12\div 14$, чтобы в закаленном состоянии он имел однофазную β -структуру, а при последующем старении выделялось большее количество α -фазы. Показано, что сплав необходимо легировать как β -изоморфными, так и β -эвтектоидными стабилизаторами. Первые (V и Mo) обеспечивают упрочнение β -фазы без существенной потери технологической пластичности. Вторые (Cr и Fe) – вызывают более сильное растворное ее упрочнение. Однако введение их ограничили до 2,5% Cr и до 3,5%Fe, т.к. большее количество этих элементов привело к существенному снижению пластичности, кроме того возможно образования охрупчивающих интерметаллидных фаз на основе $TiCr_2$ и $TiFe_2$ при длительном старении. Введение нейтральных упрочнителей (Sn и Zr) от 1,5 до 2,5% позволяет повысить прочность сплава за счет твердорастворного упрочнения α - и β -фаз, не снижая его пластичности. На основании проведенных исследований разработан новый сплав химического состава Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr с уровнем твердости на 2 – 4 единицы HRC больше, чем у сплавов VT22 и Ti-5553, но схожий по технологическим свойствам с ними.

2. Изучено влияние температуры нагрева на формирование фазового состава и структуры в промышленных и опытных псевдо β -титановых сплавов. Определена температура полиморфного превращения ($T_{\text{ПП}}$). Показано, что при нагреве на 10-20°C выше $T_{\text{ПП}}$ в сплавах протекают процессы рекристаллизации β -фазы, что сопровождается быстрым ростом ее зерен и снижением твердости в закаленном состоянии до 28 ед. HRC в

сплавах VT22 и Ti-5553 и до 34 ед. HRC в опытных сплавах. Снижение температуры нагрева под закалку на 30-50°C ниже $T_{\text{ПП}}$ позволяет сохранить в структуре небольшое количество частиц первичной α -фазы и исключить рекристаллизацию β -фазы, что обеспечивает повышение твердости до 33 ед. HRC в сплавах VT22 и Ti-5553 и до 38 ед. HRC в опытном сплаве.

3. Изучено влияние температуры нагрева и времени выдержки при старении на формирование фазового состава, структуры и изменение твердости в промышленных и опытном псевдо β -титановых сплавах. Показано, что изотермической выдержки в течение 100 часов при температуре 450°C недостаточно для полного распада метастабильной β -фазы. При повышении температуры старения до 500°C максимальная твердость (48-50 ед. HRC) достигается после 20 часов изотермической выдержки, а при старении 550°C (47-48 ед. HRC) – после выдержки около 10 часов. Показано, что максимальное упрочнение (51-53 ед. HRC) наблюдается после старения при температуре 475°C в течение 25 часов. Установлено, что при закалке с температур на 30-50°C ниже $T_{\text{ПП}}$ при последующем старении уровень твердости на 2-4 ед. HRC выше, чем после закалки с температур β -области.

4. Исследовано влияние режимов вакуумной ионно-плазменной обработки на формирование фазового состава и структуры поверхности и изменение ее твердости в промышленных и опытном псевдо β -титановых сплавах. Показано, что повышение температуры азотирования при одинаковом времени выдержки 15 минут приводит к увеличению глубины диффузионного слоя от 10 мкм при температуре 580°C до 125 мкм при 800°C, а значения шероховатости поверхности увеличиваются с 0,03 до 0,16 мкм, соответственно. Увеличение времени выдержки с 15 до 90 мин увеличивает глубину диффузионной зоны до 80 мкм при 580°C без существенного изменения микрогеометрии поверхности. Показано, что азотирование повышает микротвёрдость поверхности образцов почти в 1,5

раза по сравнению с упрочненным состоянием (например, для сплава Ti-5553 с 530 до 710 ед. $HV_{0,05}$, для VT22 – с 510 до 670 ед. $HV_{0,05}$, для Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr – с 535 до 750 ед. $HV_{0,05}$.) за счёт формирования твёрдых растворов внедрения азота в α -титан. Установлено, что нанесение нитрида титана повышает микротвёрдость поверхности для сплава Ti-5553 до 1150 ед. $HV_{0,05}$, для VT22 до 1200 ед. $HV_{0,05}$, а для Ti-6Al-4V-1Mo-1Cr-3,5Fe-2Sn-2Zr до 11745 ед. $HV_{0,05}$, при этом на глубине всего 10 мкм микротвёрдость соответствуют значениям твердости термоупрочненного состояния. Проведение комбинированной обработки, включающей азотирование и нанесение нитрида титана, практически не изменяет микротвёрдость поверхности, но позволяет сформировать диффузионную зону глубиной до 80 мкм.

5. Исследовано влияние вакуумного ионно-плазменной обработки на износостойкость псевдо β -титановых сплавов в паре трения со стальным (ШХ15) и керамическим (ZrO_2) контртелами. Проведена оценка объемного износа, а также оценена глубина и ширина дорожек трения. Показано, что наибольшая глубина дорожек трения наблюдается у образцов после упрочняющей термической обработки без дополнительной обработки поверхности (например, 18,2 мкм для сплава Ti-5553), азотирование приводит к ее уменьшению почти в 3 раза, а на образцах после комбинированной обработки (азотирование с последующим нанесением нитрида титана) она снижается до 0,1 мкм. Анализ результатов объемного износа образцов показал, что он практически отсутствует на образцах после комбинированной обработки и составляет $0,001 \text{ мм}^3$, а максимальный ($0,9 \text{ мм}^3$) – после упрочняющей термической обработки. На образцах с покрытием нитрида титана наблюдалось его скалывание с основы вследствие его высокой твердости и отсутствия физико-химического контакта на границе раздела покрытие–твёрдый раствор. Показано, что комбинация процессов азотирования и нанесения нитрида титана позволяет сформировать на поверхности плотное беспористое покрытие TiN толщиной около 2 мкм,

переходящее в твердый раствор азота в α -титане глубиной до 100 мкм, содержащий частицы Ti_2N . Это позволило создать физико-химический контакт на границе раздела покрытие–твердый раствор и исключить скалывание покрытия при испытаниях на трение. Показано, что самые высокие значения коэффициента трения наблюдались у образцов после комбинированной обработки (например, 1,1 для сплава Ti-5553, но при минимальном износе), что, по-видимому, обусловлено образованием на поверхности капельной фазы. На азотированных образцах наблюдается постепенное увеличение коэффициента трения с 0,2 до 0,87. Стабильные и минимальные значения трения наблюдались у образцов после упрочняющей термической обработке (0,6), но при максимальном износе. Показано, что для псевдо β -титановых сплавов, имеющих $[Mo]_{\text{экв}} = 12 \div 14$ при содержании алюминия 6,0-7,0 масс. %, изменения в химическом составе, определяемые маркой сплава, не оказывают существенного влияния на их износостойкость.

6. На основании проведенных исследований разработана последовательность технологических операций и контролируемых параметров для обработки изделий из псевдо β -титановых сплавов для обеспечения высокой твердости и износостойкости. Показано, что полученные по промышленной технологии полуфабрикаты должны быть подвергнуты не полному, а частичному отжигу, чтобы сохранить в структуре повышенную плотность дислокаций. Технологическая схема обработки должна включать следующие основные этапы: предварительную механическую обработку для получения заготовок; их термическую обработку, состоящую из закалки и последующего старения для получения твердости не ниже 50 ед. HRC; окончательную механическую обработку, включающую полировку трущихся поверхностей до Ra не более 0,03 мкм; вакуумную ионно-плазменную обработку, состоящую из процессов азотирования и напыления нитрида титана для обеспечения поверхностной твердости не менее 1150 HV_{0,05}.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Перель Л.Я. Подшипники качения. Расчет, проектирование и обслуживание опор: справочник // М.: Машиностроение, 1983, 543 с.
2. Р.В. Коросташевский, В.Н. Нарышкин, В.Ф. Старостин, С.А. Доброборский и др. Подшипники качения: справочник каталог // М.: Машиностроение, 1989г. С 273
3. Спришевский А.И. Подшипники качения. М.: Машиностроение, 1968. 632 с.
4. Черменский О.Н., Федотов Н.Н. Подшипники качения: Справочник-каталог.-М.: Машиностроение,2003.-576 с;
5. С.А. Чернавский. Подшипники скольжения // М.: МЛШГИЗ, 1963 , 244 с.
6. Дмитриева Л.А. Детали машин и основы конструирования. Краткий курс. Примеры расчетов : учебное пособие для вузов / Л. А. Дмитриева. – М.: ИД «Спектр», 2013. – 276 с.: ил.
7. Атлас конструкций узлов и деталей машин : учеб. пособие/ [Б.А. Байков и др.] ; под ред. О.А. Ряховского, О.П. Леликова. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Бау-мана, 2009. – 400 с. : ил.
8. Пинегин С.В. Опоры качения в машинах. М.: Изд-во АН СССР, 1961. 150 с. 5.
9. Изучение червячных передач: учебно-методическое пособие для студентов всех машиностроительных специальностей и направлений подготовки всех форм обучения / О.А. Чихачева, А.С. Лукьянов, Л.А. Дмитриева; под ред. В.С. Бондаря. – Москва: Московский Политех, 2021. – 1 CD-R. – Загл. с титул. экрана. – Текст: электронный. ISBN 978-5-2760-2660-2
10. Ножницкий Ю.А., Петров Н.И., Лавтрентьев Ю.Л. Гибридные подшипники качения для авиационных двигателей (обзор) // Авиационные двигатели. 2019. № 2 (3). С. 63–76.

11. Леликов О.П. Валы и опоры с подшипниками качения. Конструирование и расчет : Справочник / О.П. Леликов - М.: Машиностроение, 2006.

12. Дмитриева Л.А., Чихачева О.А., Лукьянов А.С. Компьютерное моделирование при изучении дисциплины «Детали машин и основы конструирования». В сборнике: SCIENCE, TECHNOLOGY AND LIFE – 2015 Proceedings of materials the international scientific conference. Editors L.I. Savva, A.I. Marasanov, A.V. Podoprighora, T.G. Gurnovich. Киров, 2016.

13. Дунаев П. Ф., Леликов О. П. Конструирование узлов и деталей машин. М.: Издательский центр «Академия», 2007 г. – 496 с.

14. Каталог подшипники качения SKF [Электронный ресурс]/ Электрон. дан. – М.: Справочно-информационный Интернет-портал «Машдеталь», 2017. – режим доступа: <https://mashdetal.ru/catalog/skf/>, свободный. – загл. с экрана.

15. 1. Г. Ф Дзанашвили., О.В. Савченко, Н.М. Австрийский Российские подшипники. Новые технологии и материалы // Автомобильная промышленность. – 1997. – № 10. – С. 27–28.

16. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. науч.-информ. материалов. 3-е изд. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.

17. Гриц Д. Б. Зависимость эксплуатационных характеристик роликового подшипника от применяемого материала // ОНВ. 2021. №5 (179). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/zavisimost-ekspluatatsionnyh-harakteristik-rolikovogo-podshipnika-ot-primenyaemogo-materiala> (дата обращения: 02.10.2024).

18. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.

19. Коробова Е.Н., Севальнев Г.С., Громов В.И., Леонов А.В. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. №11 (105). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/stali-dlya-izgotovleniya-podshipnikov-kacheniya-sposobnykh-sposobnykh>

izgotovleniya-podshipnikov-kacheniya-spetsialnogo-naznacheniya-obzor (дата обращения: 02.10.2024).

20. Стаханова Я.А., Кутузова А.В., Гусев А.Д. Материалы, применяемые при производстве подшипников качения // Известия ТулГУ. Технические науки. 2019. №6. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/materialy-primenyaemue-pri-proizvodstve-podshipnikov-kacheniya> (дата обращения: 02.10.2024).

21. Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения / Под ред. А.Е. Миронова МИСиС 2016. - 222 с.

22. Пугачева Т.М., Волкова А. А. Анализ качества стали ШХ15 разных производителей // Современные материалы, техника и технологии. 2020. №3 (30). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/analiz-kachestva-stali-shh15-raznyh-proizvoditeley> (дата обращения: 02.10.2024).

23. Бутенко В.И., Гусакова Л.В., Дуров Д.С., Захарченко А.Д., Подножкина В.Н., Рыбинская Т.А., Шаповалов Р.Г., Фоменко Е.С. Направления и технологии повышения работоспособности деталей машин // Известия ЮФУ. Технические науки. 2013. №1 (138). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/napravleniya-i-tehnologii-povysheniya-rabotosposobnosti-detaley-mashin> (дата обращения: 02.10.2024).

24. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 525 с.

25. Севальнев Г.С., Востриков А.В., Нефедкин Д.Ю., Моисеенков В.В., Волков Р.Б. Исследование структуры, распределения карбидной фазы, твердости и триботехнических характеристик высокохромистых подшипниковых сталей мартенситного класса // Труды ВИАМ. 2023. №10 (128). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/issledovanie-struktury-raspredeleniya-karbidnoy-fazy-tverdosti-i-tribotekhnicheskikh-harakteristik-vysokohromistykh-podshipnikovyyh> (дата обращения: 02.10.2024).

26. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП

«ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.

27. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

28. Громов В.И., Курпякова Н.А., Коробова Е.Н., Седов О.В. Новая теплостойкая сталь для авиационных подшипников // Труды ВИАМ. 2019. № 2 (74). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-17-23.

29. Зверовщиков В. З., Нестеров С. А., Зверовщиков А. В., Зверовщиков А. Е., Стешкин А. В. Технологическое обеспечение центробежной отделочно-упрочняющей и зачистной обработки поверхностей деталей // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. 2022. № 2. С. 117–133. doi:10.21685/2072-3059-2022-2-10

30. Матогорин Н.В., Бабичев А.П., Чумаченко Г.В. Экспериментальные исследования процесса вибродоводки цилиндрических деталей при транспортировании по плоской колеблющейся поверхности // Advanced Engineering Research (Rostov-on-Don). 2010. №4. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/eksperimentalnye-issledovaniya-protsess-a-vibrodovodki-tsilindricheskih-detaley-pri-transportirovanii-po-ploskoj-koleblyuscheysya> (дата обращения: 01.10.2024).

31. Анцупов А.В., Анцупов А.В., Анцупов В.П., Смолкин Д.А., Ивекеева П.В. Повышение долговечности трибосопряжений плакированием рабочих поверхностей антифрикционными пленками // Известия ТулГУ. Технические науки. 2021. №8. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/povyshenie-dolgovechnosti-tribosopryazheniy-plakirovaniem-rabochih-poverhnostey-antifriktsionnymi-plenkami> (дата обращения: 07.09.2024).

32. Удод К.А., Трофименко Н.Н., Романенко Д.Н., Севальнев Г.С. Перспективы развития конструкционных сталей, легированных алюминием // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 9–13. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-9-13.

33. Громов В.И., Курпякова Н.А., Коробова Е.Н., Седов О.В. Новая теплостойкая сталь для авиационных подшипников // Труды ВИАМ. 2019. №2 (74). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/novaya-teplostaykaya-stal-dlya-aviatsionnyh-podshipnikov> (дата обращения: 07.10.2024).

34. Теплостойкая подшипниковая сталь: пат. 2447183 Рос. Федерация. № 2011112950/0; заявл. 05.04.11; опубл. 10.04.12.

35. Якушева Н.А. Высокопрочные конструкционные стали для деталей шасси перспективных изделий авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-3-9.

36. Decaudin B., Djega-Mariasassou C., Cizeron G. Mise en évidence par spectrométrie Mössbauer de l'effet de traitements d'austénitisation avant trempé sur un acier semi-rapide de type 80DCV40 // Revue de Métallurgie. 1994. Vol. 91. No. 9. P. 1241–1241.

37. Rabitsch R., Koch F., Würzinger P. M50 (AMS 6191) and M50NiL (AMS 6278) High- Performance VIM-VAR Melted Bearing Steels for the Aviation Industry // Proceedings of the 2005 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting. 2005. Vol. 5. P. 57–64.

38. Прутки из теплостойкой подшипниковой стали марки 8X5M3ВФБ-ИШ (ВКС241-ИШ) и 8X5M3ВФБ-ИД (ВКС241-ИД) // Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов: офиц. сайт. URL: <https://catalog.viam.ru/catalog/8kh5m3vfb-vks241> (дата обращения: 07.07.2024).

39. Пугачева Т.М, Кутуков В.А. Сравнительный анализ теплостойких сталей для авиационных подшипников // Современные материалы, техника и технологии. 2020. №2 (29). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/sravnitelnyu->

analiz-teplostroykih-staley-dlya-aviatsionnyh-podshipnikov (дата обращения: 07.10.2024).

40. Zheng C., Fu B., Tang Y. et al. Microstructure and mechanical properties of 9Cr18Mo martensitic stainless steel fabricated by strengthening-toughening treatment // *Materials Science and Engineering: A*. 2023. Vol. 869. P. 144783.

41. Yang J.R., Yu T.H., Wang C.H. Martensitic transformations in AISI 440C stainless steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 438. P. 276-282.

42. Krishna S.C., Tharian K.T., Chakravarthi K.V.A. et al. Heat treatment and thermo-mechanical treatment to modify carbide banding in AISI 440C steel: a case study // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2016. Vol. 5. No. 2. P. 108–115.

43. Shen Y., Moghadam S.M., Sadeghi F. et al. Effect of retained austenite – Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel // *International Journal of Fatigue*. 2015. Vol. 75. P. 135–144.

44. Ooi S., Bhadeshia H.K.D.H. Duplex Hardening of steels for Aeroengine Bearings // *ISIJ International*. 2012. Vol. 52. No. 11. P. 1927–1934.

45. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Стали, легированные азотом // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2005. № 10. С. 36–46.

46. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. София: Изд-во проф. Марин Дринов, 1995. 272 с

47. Гаврилюк В.Г., Ефименко С.П. Влияние азота на структуру и свойства α - и γ -железа и перспективные направления разработки высокоазотистых сталей // *Труды I Всесоюз. конф. «Высокоазотистые стали»*. Киев, 1990. С. 5–26. 24. Berns H., Escher C., Streich W.D. Martensitic high nitrogen steel for applications at elevated temperature // *Materials science forum*. Transaction Technical Publications Ltd., 1999. Vol. 318. P. 443–448.

48. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study // *Steel Research*. 1996. Vol. 67. No. 8. P. 343–349.

49. Stein G., Hucklenbroich I., Wagner M. P 2000-A new austenitic high nitrogen steel for power generating equipment // *Materials science forum*. Transaction Technical Publications Ltd., 1999. Vol. 318. P. 167–174.

50. Beswick J.M. Bearing steel technology. ASTM International, 2002. 533 p. 20. Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2019. № 62 (3). С. 173–187. DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-173-187.

51. Севальнев Г.С., Анцыферова М.В., Дульнев К.В., Севальнева Т.Г., Власов И.И. Влияние концентрации азота на структуру и свойства экономнолегированной конструкционной стали // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 10–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-10-16.

52. Севальнев Г.С., Якушева Н.А., Коробова Е.Н., Дульнев К.В. Исследование кинетики диффузионного насыщения высокохромистых сталей мартенситного класса после различных видов химико-термической обработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 3 (68). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-3-14.

53. Ножницкий Ю.А., Петров Н.И., Лавтрентьев Ю.Л. Гибридные подшипники качения для авиационных двигателей (обзор) // *Авиационные двигатели*. 2019. № 2 (3). С. 63–76.

54. Kim S.S., Kato K., Hokkirigawa K., Abe H. Wear Mechanism of Ceramic Materials in Dry rolling Friction // *Transaction of the ASME*. 1986. Vol. 108. P. 522–526.

55. Рукавишников В.Н. Обоснование проблемы разработки и применения наполненных полимерных композиционных материалов при

восстановлении деталей машин в сельском хозяйстве // Вестник НГИЭИ. 2015. №10 (53). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/obosnovanie-problemy-razrabotki-i-primeneniya-napolnennyh-polimernyh-kompozitsionnyh-materialov-pri-vozstanovlenii-detaley-mashin-v> (дата обращения: 02.10.2024).

56. Кононенко А.С., Соловьева А.А. Применение полимерных материалов при восстановлении посадочных поверхностей валов под подшипники качения // Инновационная наука. 2017. №4-3. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/primeneniye-polimernyh-materialov-pri-vozstanovlenii-posadochnyh-poverhnostey-valov-pod-podshipniki-kacheniya> (дата обращения 02.10.2024).

57. Перспективные технологии легких и специальных сплавов / А.А. Ильин [и др.] // Физматлит, М., 2006. – 399-408 с.

58. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.

59. Ильин А.А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник / А.А. Ильин, Б.А. Колачев, И.С. Полькин – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.

60. Титановые сплавы. Metallographia титановых сплавов / под общ. ред. д.т.н., проф. С.Г. Глазунова, д.т.н., проф. Б.А. Колачёва. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.

61. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. - М.: Машиностроение, 1990.

62. Hatefi A. Direct Laser Fabrication of Ti-5553: Master by Research Dissertation» / Hatefi A.; University of Birmingham. – Birmingham, 2012. – 97 с.

63. Welk B.A. Direct Laser Fabrication of Ti-5553: Graduate Program in Materials Science and Engineering / Welk B.A.; The Ohio State University. — Columbus, 2010. — 73 с.

64. Arohi A.C. et al. Effect of thermomechanical processing on microstructure evolution and mechanical properties of metastable β Ti-5Al-5V-

5Mo–3Cr alloy / Arohi A.C. et al. // Materials Chemistry and Physics. — 2024. — № 314. — С. 128809.

65. Вульф Б.К. Термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия, 1969 г., 377 с

66. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС, 2005. – 432 с.

67. Колачев Б.А., Ильин А.А. О термоводородной обработке титановых сплавов.// Термическая, химико-термическая и лазерная обработка сталей и титановых сплавов. Пермь: ППИ. 1989. с. 97-101.

68. Полькин И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов – М.: Металлургия, 1984. – 96 с.;

69. Ермолаева М.И., Поляк Э.В., Солонина О.П. Исследование фазовых и структурных превращений в двухфазных промышленных титановых сплавах // Титановые сплавы для новой техники – М.: Наука, 1968, с. 145-154;

70. Коллеров М.Ю., Афолина М.Б., Зайнетдинова Г.Т. Влияние скорости охлаждения от температур β -области на структуру сплавов системы Ti – Cr // Металловедение и термическая обработка металлов, 2022, № 7(805), С. 39-46

71. Ильин А.А., Мамонов А.М. Фазовые равновесия в водородосодержащих многокомпонентных системах на основе титана // Титан. 1993. №3. с. 25-33.

72. Водородная технология титановых сплавов / А.А. Ильин [и др.]: под общ. ред. чл.-корр. РАН А.А. Ильина. – М.: МИСиС, 2002. – 392 с.

74. Ильин А.А., Мамонов А.М., Засыпкин В.В. и др. Термоводородная обработка литых α - и псевдо- α -титановых сплавов // Технология лег. Сплавов. 1991. №2. С 31-38.

75. San Martin A., Manchester F.D. The hydrogen-titanium system.// Bulletin of alloy phase Diagrams. 1987. V.85 ¹1. p. 30-42.

76. Ильин А.А., Мамонов А.М., Коллеров М.Ю. Научные основы и принципы построения технологических процессов термоводородной обработки титановых сплавов // Металлы. 1994. 14. с. 44-45.

77. Клубова Е.В. Разработка технологических способов обеспечения регламентированной микроструктуры и заданного комплекса механических свойств компонентов эндопротезов тазобедренного сустава из титанового сплава ВТ6. Автореферат кандидатской диссертации. М. 2000.

78. Цун Цифен, Дин Цзыци, Лю Итин, Фу Цзячэнь ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА // Столыпинский вестник. 2022. №5. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/poverhnochnoe-uprochnenie-detaley-iz-titanovogo-splava> (дата обращения: 01.10.2024).

79. Иванов Владимир Николаевич, Никитин Борис Михайлович, Червинский Владимир Исаакович Высоочастотные электротехнологии. Состояние, проблемы, перспективы (часть 1) // Инновации. 2014. №5 (187). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/vysokochastotnye-elektrotehnologii-sostoyanie-problemy-perspektivy-chast-1> (дата обращения: 01.10.2024).

80. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов – М.: Машиностроение, 1991. -304с.

81. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Методы поверхностной лазерной обработки. – М.: Высшая школа, 1987. -304с.

82. Голдинов Е. А. Лазерное легирование в судовом машиностроении // Научные проблемы водного транспорта. 2006. №20. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/lazernoe-legirovanie-v-sudovom-mashinostroenii> (дата обращения: 30.09.2024).

83. Суминов, И.В. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / И.В. Суминов, П.Н. Белкин, А.В. Эпельфельд и др. // В 2-х томах. Том. 2. - М.: Техносфера, 2011. – 512 с

84. Гордиенко, П.С. Микродуговое оксидирования титана и его сплавов / П.С. Гордиенко, С.В. Гнеденков. - Владивосток: Дальнаука, 1997. – 185 с.

85. Тимошенко, А.В. Влияние добавок в электролит оксидирования комплексных соединений на процесс нанесения микроплазменных покрытий и их свойств / А.В. Тимошенко, Ю.В. Магурова, С.Ю. Артемова // Физика и химия обработки материалов. – 1996, № 2. – с. 57-63.

86. Николаев А. А., Хусаинов Ю. Г. Низкотемпературное ионное азотирование титановых сплавов с УМЗ структурой // Сборник научных материалов Всероссийской с международным участием Школы-семинара по структурной макрокинетике для молодых ученых имени академика А.Г. Мержанова. 2019. №17. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/nizkotemperaturnoe-ionnoe-azotirovanie-titanovyh-splavov-s-umz-strukturoy> (дата обращения: 03.10.2024).

87. Низкотемпературное ионное азотирование имплантатов из титанового сплава ВТ20 в различных структурных состояниях / А.А. Ильин [и др.] // Металлы. - 2005. –№2. - С.38-44.

88. Структурные аспекты ионного азотирования титановых сплавов / А.А.Ильин [и др.] // Металлы. – 2010. – №2. – С. 6-15.

89. Вакуумная ионно-плазменная обработка: учебное пособие / А.А. Ильин [и др.] - М.: Альфа-М: ИНФРА-М, 2014.-160 с.

90. Ионная химико-термическая обработка сплавов: Монография / Б.Н. Арзамасов [и др.] – М.: МГТУ им. Баумана. - 1999. – 400 с.

91. Применение вакуумного ионно-плазменного азотирования для повышения износостойкости медицинских имплантатов / А.М. Мамонов и др. // Титан. - 2010. – №2. - С. 23-30.

92. Комплексные технологии создания износостойких высоконагруженных компонентов эндопротезов крупных суставов из титанов сплавов / А.А. Ильин [и др.] // Технология машиностроения. – 2007. – №9. – С. 43-46.

93. Gvozdeva, O.N., Shalin, A.V., Stepushin, A.S., Ovchinnikov, A.V. Influence of concentration-time parameters on nitride coatings formation on VT6 titanium alloy and their stability during subsequent treatment // IOP Conference

Series: Materials Science and Engineering, 2020, Vol. 971, Is.5, UNCP 052016 (Scopus)

94. Чернышова Ю.В., Агаркова Е.О., Нейман А.В., Лиджиев А.А., Заиров А.В. Исследование коррозионной стойкости медицинских материалов для имплантатов в растворе рингера, содержащим ионы йода // Титан, 2,22, с. 11-17.

95. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3т.: Т.2 / Под общ. редакцией акад. РАН Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997, – 1024 с.96. ГОСТ 19807.

96. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1988. – 319 с.

97. Беккерт М., Клемм Х. Справочник по металлографическому травлению / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 336 с.

98. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: Учеб. пособие для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: «МИСиС», 1994. – 328 с.

99. Методическая рекомендация. Качественный и количественный рентгеновский анализ фазового состава титановых сплавов. ВИЛС, МР 18-36/СМИ-75. 1975. с.39.

100. Анисович, А.Г. Практика металлографического исследования материалов / А.Г. Анисович, И.Н. Румянцева. - Минск: Беларус. навука, 2013. - 221 с.

101. ГОСТ 2789-73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. - Введ. 1975-01-01. - М.: Стандартиформ, 2018. – 7 с.

102. ГОСТ 2999-75. «Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу» – М.: Издательство стандартов, 1975 – 32с

103. ГОСТ 9013-59. «Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу» / Госстандарт РФ – М.: Издательство стандартов, 2002 – 12с -214-

104. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников – Введ. 1977-01-01. - М.: Издательство стандартов, 1993. – 34с.

105. ASTM G99-05 Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. — American Society for Testing and Materials. — 2004

106. Спири́н Н.А., Лавров В.В. Методы планирования и обработки результатов инженерного эксперимента: Конспект лекций (отдельные главы учебника для ВУЗов) / Под общ. ред. Спирина Н.А. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ УПИ, 2004, 257 с.

107. . Формирование структуры, механических и баллистических свойств в термически упрочненных листовых полуфабрикатах из сплава VST2 различного состава / А.Г. Илларионов, А.В. Жлоба, М.О. Ледер, С.И. Степанов, А.В. Берестов, А.А. Попов // Титан, №2, 2018 – с. 13-18.

108. Полюшкин Н.Г. Основы теории трения, износа и смазки. Красноярск: Красноярский государственный аграрный университет, 2013. — 192 с.

109. Egorova, Yu B.; Skvortsova, S., V; Davydenko, L., V Forecasting VT6 Titanium Alloy Rolled Bar Mechanical Properties // Metallurgist, 2020, Vol. 64, P. 242–252.

110. Zhenyong Lu, Lun Liu, Xiaodong Wang, Yinghong Ma, Huizheng Chen. Dynamic modeling and bifurcation analysis of blade-disk rotor system supported by rolling bearing, Applied Mathematical Modelling, Volume 106, 2022, P. 524-548, ISSN 0307-904X, <https://doi.org/10.1016/j.apm.2022.02.012>.

111. Spektor V.S., Sarychev S.M., Orlov A.A. The effect of surface conditions on corrosion resistance of a cobalt-chromium alloy. Key Engineering Materials, 2021, 887 KEM, p. 358-363.

112. Hamdullah Çuvalcı, Hasan Baş. Investigation of the tribological properties of silicon containing zinc–aluminum based journal bearings, Tribology International, Volume 37, Issue 6, 2004, Pages 433-440, ISSN 0301-679X, <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2003.10.006>.

113. M.B. Afonina, G.V. Gurtovaya, N.V. Ruchina. High-strength Titanium Bolts Processing for the Manufacture of Fasteners. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 1079, 2021, 42058. <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/1079/4/042058>

114. Panin, P., V; Kochetkov, A. S.; Zavodov, A., V; Lukina, E. A. Effect of Gd addition on phase composition, structure, and properties of beta-solidifying TiAl-based alloy with Zr and Cr content variability // Intermetallics, 2020, Vol. 121, UNCP 106781.

115. Gvozdeva, O.N., Shalin, A.V., Stepushin, A.S., Ovchinnikov, A.V. Influence of concentration-time parameters on nitride coatings formation on VT6 titanium alloy and their stability during subsequent treatment // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2020, Vol. 971, Is.5, UNCP 052016.

116. Egorova Y.B., Skvortsova S.V., Chibisova E.V., Davydenko L.V. Increasing the Stability of Mechanical Properties of Semifinished Products from Ti-6Al-4V Alloys by Correcting the Alloying Range and Annealing Modes. Metallurgist, 65, 7-8, 2021, p. 872-885.

117. Zwicker U, Titanium and its alloys / U. Zwicker - M.: Metallurgy, 1979. -P. 512.

118. С.В. Скворцова, И.А. Грушин, А.В. Володин, С.В. Юдаев, А.В. Нейман. Сравнение деформируемости псевдо β -титановых сплавов при комнатной температуре. Титан, №3, 2016

119. Аношкин, Н.Ф. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Г.А. Бочвар [и др.] – М., «Металлургия» , 1980. 460 с.

120. Скворцова С. В., Зайнетдинова Г. Т., Гуртовая Г. В., Тевс М. Д. Влияние легирующих элементов на твердость опытных псевдо- β -титановых сплавов // Деформация и разрушение материалов. – 2022. – № 12. – С. 10-16. – DOI 10.31044/1814-4632-2022-12-10-16. – EDN PBUXRU.

121. Польшкин И.С., Ишунькина Т.В., Родионов В.Л., Коробов О.С., Долгов В.В. Основные закономерности фазовых превращений и оптимизация

структуры и свойств высокопрочных титановых сплавов// Титан. 1993. №2. с. 13-19.

122. S.V. Skvortsova, G.T. Zainetdinova, G.V. Gurtovaya, L.V. Fedorova, A.R. Chupikova. Effect of Isothermal Treatment on the Structure and Hardness of Pseudo- β Titanium Alloys// ISSN 0036-0295, Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2023, No. 12, pp. 1838-1846.

123. Ширяев А.А., Ночовная Н.А., Помельникова А.С. Влияние изотермических выдержек на изменение твердости высокопрочного псевдо- β -титанового сплава ВТ47 // Труды ВИАМ, № 10 (82), 2019, С. 25-33. DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-25-33

124. Ночовная Н.А., Ширяев А.А. Влияние режимов термической обработки на механические свойства и структуру экспериментальной композиции высокопрочного псевдо- β -титанового сплава // Труды ВИАМ. 2018. №6(66) С. 22-29.

125. Il'in, A.A., Skvortsova, S.V., Petrov, L.M., Lukina, E.A., Chernysheva, A.A. Effect of the phase composition and structure of titanium alloys on their interaction with nitrogen during low-temperature ion nitriding //Russian Metallurgy (Metally). – 2006, № 5 – с. 400-405.

126. Duyunova V.A., Nochovnaya N.A., Shiryayev A.A. Comparative study of the effect of isothermal exposure on metastable β -titanium alloy mechanical properties // Metallurgist. 2021. V. 64. P.1057–1067.

127. Suzuki T., Niwa N., Goto K., Kobayashi M. et al. Effect of aging on the mechanical properties of beta titanium alloys of Ti–13V–11Cr–3Al, Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al and Ti–3Al–8V–6Cr–4Mo–4Zr // Titanium 95: Science and technology. 1995. P. 1294–1301.

128. С.В. Скворцова, С.М. Сарычев, М.Б. Афолина, Шаронов А.А., Зайнетдинова Г.Т. Влияние вакуумного ионно-плазменного азотирования на структуру и свойства титанового сплава Ti-5553 // Электрометаллургия. 2023. № 12. С. 15—24.

129. Шураков М.А., Бессемянников В.В., Митрофанова А.Р., Зайнетдинова Г.Т. Влияние вакуумного ионно-плазменного азотирования на структуру и свойства псевдо β -титанового сплава Ti-5553 // 22-я Международная конференция «Авиация и космонавтика», г. Москва, МАИ 2023. с.317-318.

130. Г.Т. Зайнетдинова, Г.В. Гуртовая, Н.В. Ручина. Влияние параметров вакуумной ионно-плазменной обработки на структуру и свойства поверхности титановых сплавов переходного класса // Актуальные вопросы современного материаловедения: материалы XI международной молодежной научно-практической конференции. (г. Уфа, 18-19 июня 2024 г.) / отв. редактор А.А. Мухамедзянова. – Уфа:РИЦ УУНиТ, 2024. – с 248. ISBN 978-5-7477-5912-1с. 81-90

131. Торская Е.В., Морозов А.В., Буковский П.О., Асеева М.С., Зайнетдинова Г.Т. Влияние модификации поверхности на триботехнические свойства титановых сплавов VT22 и Ti-5553 // Трение и износ, 2024, том 45, №4, с. 300-309

132. Торская Е.В. Анализ влияния трения на напряженное состояние тел с покрытиями // Трение и износ. — 2002 (23), No 2, 130-138

ПРИЛОЖЕНИЕ



22 августа 2024 г. № 2208

Акт
об использовании результатов работы

Общество с ограниченной ответственностью «ДОНА-М» занимается разработкой и производством медицинских изделий для кардиохирургии, травматологии и ортопедии. В конструкциях изделий широко применяются титановые сплавы и работы, направленные на повышение трибологических характеристик, представляют особый интерес.

Настоящим актом подтверждаем, что научно-практические результаты и технологические рекомендации диссертационной работы Зайнетдиновой Гульнары Тахировны на тему «Влияние химического состава, термической и химикотермической обработок на износостойкость псевдо β -титановых сплавов» были использованы при разработке технологии обработки экспериментальных образцов компонентов медицинского изделия «Комплекс универсальный для механической поддержки насосной функции левого и правого желудочков сердца – «СТРИМ КАРДИО»» по ТУ 32.50.50-000-74110342-2017 Регистрационное удостоверение № РЗН 2018/6908 от 26 марта 2020 года. Технологические рекомендации учтены в перспективном плане работы конструкторско-технологического отдела предприятия.

Генеральный директор



А.М. Невзоров